

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6286435号  
(P6286435)

(45) 発行日 平成30年2月28日(2018.2.28)

(24) 登録日 平成30年2月9日(2018.2.9)

(51) Int.Cl.		F I			
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 2 H
C 2 2 C	38/48	(2006.01)	C 2 2 C	38/48	
C 2 1 D	6/00	(2006.01)	C 2 1 D	6/00	1 0 2 L

請求項の数 2 (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2015-533851 (P2015-533851)	(73) 特許権者	000005108
(86) (22) 出願日	平成25年8月28日(2013.8.28)		株式会社日立製作所
(86) 国際出願番号	PCT/JP2013/073038		東京都千代田区丸の内一丁目6番6号
(87) 国際公開番号	W02015/029167	(74) 代理人	100098660
(87) 国際公開日	平成27年3月5日(2015.3.5)		弁理士 戸田 裕二
審査請求日	平成27年10月13日(2015.10.13)	(72) 発明者	沖崎 直也
			日本国東京都千代田区丸の内一丁目6番6号 株式会社日立製作所内
		(72) 発明者	丸野 祐策
			日本国東京都千代田区丸の内一丁目6番6号 株式会社日立製作所内
		(72) 発明者	能島 雅史
			日本国東京都千代田区丸の内一丁目6番6号 株式会社日立製作所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 二相ステンレス鋼並びにこれを用いた二相ステンレス鋼製構造物

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

N : 0.05 ~ 0.25 %、

C : 0.02 % 以下 (C は必須成分ではなく 0 % を含む)、

P : 0.02 % 以下 (P は必須成分ではなく 0 % を含む)、

Si : 0.5 % 以下 (Si は必須成分ではなく 0 % を含む)、

Mn : 1.2 % 以下 (Mn は必須成分ではなく 0 % を含む)、

Ni : 6.0 ~ 8.0 %、

Cr : 24.0 ~ 26.0 %、

(Mo + 0.5 × W) : 3.0 ~ 5.0 % (但し、Mo : 7.0 % 以下、W : 6.5 % 以下の範囲であり、Mo または W のいずれか一方が必須成分でなく、0 % であっても良い)

Ta : 0.2 ~ 0.5 % を含有し、残部が Fe 及び不可避免的不純物であり、

下記式で定義される耐孔食指数 (PREW) が 40 以上であることを特徴とする二相ステンレス鋼。

$$(PREW) = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo + 0.5 \times \%W) + 30 \times \%N$$

(式中、%Cr、%Mo、%W 及び %N は、質量% で表した各組成の値である。)

【請求項2】

請求項1 に記載の二相ステンレス鋼を用いたことを特徴とする二相ステンレス鋼製構造物

物。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、二相ステンレス鋼及びこれを用いた構造物に関する。

【背景技術】

【0002】

主にフェライト相（相）とオーステナイト相（相）の2相の金属組織から構成される二相ステンレス鋼は、高い強度を持ち、且つ塩化物・硫化物環境下での耐孔食性、及び耐すき間腐食特性に優れている。この特性を利用して、海洋構造物や石油化学工業などの材料として広く利用されている。しかしながら、製造条件や使用条件により高温に曝された場合には、Cr、Mo等を主成分とする硬く脆い金属間化合物（相、相、Laves相）や窒化物・炭化物の脆化相が形成され、韌性が低下することが知られている。

10

【0003】

二相ステンレス鋼では、下記式で表される耐孔食指数（PREW）が高いほど耐食性が向上する。

【0004】

$$(PREW) = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo + 0.5 \times \%W) + 30 \times \%N$$

（式中、%Cr、%Mo、%W及び%Nは、質量%で表した各組成の値である。）

しかしながら、Cr、Mo及びWの含有量が高いほど金属間化合物が析出しやすくなる。また、Nが高いほど窒化物が析出し易くなり、添加量が過剰であると製造時にブローホール発生による欠陥が生じる。

20

【0005】

二相ステンレス鋼の製造工程では、フェライト相とオーステナイト相の相比を適正化するため、950～1200で溶体化熱処理された後、前述の脆化相の析出や475脆化を避けるべく溶体化熱処理温度から室温まで水冷等による急冷処置が施される。その際、薄板や配管などの薄肉材については大きな問題にならないが、大型の構造物で、特に鑄造や鍛造で作製する厚肉の構造物では、表面と内部の冷却速度の差に起因して、材料内部で脆化相が析出することから、安定した製造が難しいという課題があった。

【0006】

また、溶接による熱影響を受けた場所や、残留応力除去等を目的とした焼鈍でも、前述の脆化相析出による韌性低下の課題があった。

30

【0007】

これまで、材料組成に着目して、製造時または使用時における脆化相を抑制する手法が提案されている。

【0008】

特許文献1には、耐食性及び機械的性質を劣化させる金属間化合物、例えばシグマ（相）相及びカイ（相）相の形成を抑制することを目的として、重量%で、Cr：21.0%～38.0%、Ni：3.0%～12.0%、Mo：1.5%～6.5%、W：0～6.5%、Si：3.0%以下、Al：1.0%以下、Mn：8.0%以下、N：0.2%～0.7%、C：0.1%以下；及びB：0.1%以下、Cu：3.0%以下、Co：3.0%以下の少なくとも一種を含有するスーパー二相ステンレス鋼が開示されている。このスーパー二相ステンレス鋼は、さらにCa：0.5%以下、Mg：0.5%以下、Ta：0.5%以下、Nb：0.5%以下、Ti：1.5%以下、Zr：1.0%以下、Sn：1.0%以下及びIn：1.0%以下からなる群から選択される一種以上の元素を含有することが望ましいことも記載されている。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

【0009】

【特許文献1】特開2011-174183号公報

50

## 【発明の概要】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0010】

特許文献1の場合、窒素の含有量が多いため、窒化物が形成されやすく、添加元素が合金中に適切に固溶せず、脆化が進行するおそれがある。

## 【0011】

本発明は、二相ステンレス鋼において金属間化合物（ $\delta$ 相、 $\sigma$ 相、Laves相）及び窒化物の形成を抑制し、耐食性、耐脆化性、製造性、溶接性及び熱処理性を向上することを目的とする。

## 【課題を解決するための手段】

10

## 【0012】

本発明の二相ステンレス鋼は、質量%で、N：0.3%以下、C：0.1%以下、P：0.1%以下、Si：3.0%以下、Mn：8.0%以下、Ni：3.0～12.0%、Cr：20.0～40.0%、Mo：7.0%以下、W：6.5%以下、Ta：0.05～1.0%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物であることを特徴とする。

## 【発明の効果】

## 【0013】

本発明によれば、タンタルを含む二相ステンレス鋼に含まれる窒素の量が少ないため、窒化物の形成を抑制することができる。さらに、これにより、窒化物とならない金属タンタルが金属間化合物形成元素の拡散を阻害するため、二相ステンレス鋼の耐食性、耐脆化性、製造性、溶接性及び熱処理性を向上することができる。

20

## 【図面の簡単な説明】

## 【0014】

【図1A】従来の二相ステンレス鋼における脆化相形成機構を示す概念図である。

【図1B】本発明の二相ステンレス鋼における脆化相形成抑制機構を示す概念図である。

【図2A】鍛造した作製材Aの外観写真である。

【図2B】鍛造した作製材Bの外観写真である。

【図2C】鍛造した作製材Cの外観写真である。

【図3A】作製材Aの金相観察結果である。

【図3B】作製材Bの金相観察結果である。

30

【図3C】作製材Cの金相観察結果である。

【図4】800における熱処理時間と残存フェライト量との関係を示すグラフである。

【図5A】800、30分の熱処理を施した後の作製材Aの金相観察写真である。

【図5B】800、30分の熱処理を施した後の作製材Bの金相観察写真である。

【図5C】800、30分の熱処理を施した後の作製材Cの金相観察写真である。

【図6】溶体化まま及び800、5分の熱処理後におけるシャルピー衝撃値の測定結果を示すグラフである。

【図7A】比較材である作製材Aの電子顕微鏡写真である。

【図7B】図7Aの分析位置（線分）における矢印方向の各元素の濃度分布を測定した結果を示すグラフである。

40

【図7C】発明材である作製材Cの電子顕微鏡写真である。

【図7D】図7Cの分析位置（線分）における矢印方向の各元素の濃度分布を測定した結果を示すグラフである。

【図8】熱処理前後の残留応力を比較した結果を示すグラフである。

【図9】熱処理前後のシャルピー衝撃試験の結果を比較した結果を示すグラフである。

【図10】発明材と比較材の孔食発生電位を比較して示すグラフである。

【図11】発明材を用いて作製した立軸斜流海水ポンプを示す断面図である。

【図12】発明材を用いて作製した流量調節弁を示す断面図である。

## 【発明を実施するための形態】

## 【0015】

50

本発明は、二相ステンレス鋼及びこれを用いた構造物に関し、より詳しくは、高耐食性二相ステンレス鋼の製造時（鋳造、鍛造、熱間圧延または溶接の際）、溶接時及び熱処理時に生成される脆化相（窒化物、炭化物などの析出物、シグマ（ $\sigma$ ）相、カイ（ $\chi$ ）相などの金属間化合物）の形成を抑えることにより、高耐食性を維持しつつ、より優れた耐脆化性及び製造性を実現した二相ステンレス鋼及びこれを用いた製品に関する。

【0016】

本願は上記課題を解決する手段を複数含んでいるが、その一例として、二相ステンレス鋼での金属間化合物形成を抑制するため、金属間化合物形成元素の拡散を阻害するTaを積極添加することを特徴とする。

【0017】

すなわち、質量%で、N：0.7%以下、C：0.1%以下、P：0.1%以下、Si：3.0%以下、Mn：8.0%以下、Ni：3.0～12.0%、Cr：20.0～40.0%、Mo：7%以下、W：6.5%以下で、Ta：0.05～1.0%を添加したことを特徴とするステンレス鋼である。Nについては、更に好ましくは、0.3%以下である。

【0018】

より好ましくは、Ta添加による効果を損なわないために、N：0.05～0.25%、C：0.02%以下として、窒化物及び炭化物の形成を抑制することが好ましい。Nは、0.05～0.19%が特に望ましい。

【0019】

また、金属間化合物の形成を促進するSiは、Taによる拡散阻害が期待できないため、0.5%以下に軽減することが好ましい。また、耐食性の観点からは耐食性に起因する元素の範囲を制限し、下記式で定義される耐孔食指数（PREW）が40以上を満足させることが好ましい。

【0020】

$$(PREW) = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo + 0.5 \times \%W) + 30 \times \%N$$

（式中、%Cr、%Mo、%W及び%Nは、質量%で表した各組成の値である。）

すなわち、質量%で、N：0.05～0.25%、C：0.02%以下、P：0.02%以下、Si：0.5%以下、Mn：1.2%以下、Ni：6.0～8.0%、Cr：24.0～26.0%、Mo：3.0～5.0%、W：4.0%以下で、Ta：0.2～0.5%の範囲にあり、耐孔食指数（PREW）が40以上を満足させるスーパー二相ステンレス鋼である。

【0021】

上記成分の合金で、鍛造又は鋳造により作製した後、950～1200の温度で30分～2時間の溶体化熱処理を施してオーステナイト/フェライト相比を0.2～0.8とした二相ステンレス鋼製構造物は、特に構造物の内部における脆化相形成が抑制され、良好な靱性を持つ製品を提供できる。

【0022】

上記成分の合金の構造物として特に有用なものは、海洋構造物や石油・ガス環境構造物、化学プラント構造物で使用されるポンプインペラ、ポンプケーシング及び流量調節弁である。

【0023】

以下、本発明の実施形態について図面を用いて説明する。

【0024】

本発明者は、高い耐食性を保ったまま、厚肉の鋳造製品、鍛造製品及び熱間加工品の製造性及び耐脆化性を向上させるため、金属間化合物及び炭窒化物による脆化相析出抑制技術について研究した結果、下記のような事実を見出した。

【0025】

まず、Taを含まない従来例の脆化相形成機構を説明する。

【0026】

10

20

30

40

50

図1Aは、従来の二相ステンレス鋼における脆化相形成機構を示す概念図である。

【0027】

本図において、二相ステンレス鋼は、フェライト相1と、オーステナイト相2と、これらの間に形成された粒界3とを含む。フェライト相1においては、金属間化合物を形成する元素（金属間化合物形成元素5）であるCr、Mo、W等が空孔4を介して拡散し、粒界3に向かって移動する。

【0028】

粒界3を含む粒界領域には、金属間化合物6及び炭・窒化物7（炭化物及び窒化物）が発生する。これらは脆化相とも呼ばれる。この脆化相が多い場合、材料がもろくなり、耐食性、耐脆化性、製造性、溶接性及び熱処理性が低下する傾向がある。

【0029】

つぎに、Taを含む本発明のステンレス鋼における脆化相形成抑制機構を説明する。

【0030】

図1Bは、本発明の二相ステンレス鋼における脆化相形成抑制機構を示す概念図である。

【0031】

本図の場合、タンタル原子11の方が金属間化合物形成元素5よりも空孔4を占有しやすいため、金属間化合物形成元素5の拡散が阻害される。これにより、粒界領域12に金属間化合物形成元素5の窒化物等が生じるのを防ぐことができる。

【0032】

金属間化合物6は、相、相等で構成されており、相/相界面を起点として相側に析出し易いことが知られている。金属間化合物6を構成する元素（金属間化合物形成元素5）であるCr、Mo、Si及びWは、金属母材中から相/相界面の結晶粒界に濃縮し、金属間化合物6として析出する。そのため、これらの金属間化合物形成元素5の拡散速度を低減できれば、金属間化合物6の析出を遅延することができると考えられる。これらの元素のうち、Cr、Mo及びWは、ステンレス鋼を構成する元素の平均原子径に比べて大きな原子半径を有するオーバーサイズ元素であり、金属母材中の原子空孔（空孔4）との相互作用が強く、空孔4を優先的な拡散経路として移動するとされている。

【0033】

このような現象があるため、これらの元素よりも原子半径が大きく、空孔4とより強く相互作用する元素を添加し、空孔4を添加元素にトラップさせ、金属間化合物形成元素5の拡散を阻害することが重要となる。これにより、特に、脆化相の析出が問題となる650～950の温度域において金属間化合物形成元素5の拡散速度を低下させることができる。この温度域における脆化は、寸法の小さいステンレス鋼（鋼材）の場合、急冷することにより回避することができるが、寸法が大きく鋼材の内部を急冷することが困難な場合には問題となる。本発明は、この問題について鋼材の組成を調整することにより解決するものである。

【0034】

原子半径の大きな添加元素の候補としてはいくつか考えられるが、一般に、原子半径の大きい金属元素は、窒化物や炭化物を生成する自由エネルギーが極めて低い。

【0035】

熱平衡計算の結果、Zr、Ti、Hf等の窒・炭化物形成能が高い元素を添加した場合には、特に窒素を添加することにより耐食性を向上させているスーパー二相ステンレス鋼の場合には、製造時に液相の段階で窒化物を形成し、母相中への固溶が困難である。また、比較的窒化物形成能の低い元素のうち、Nbはそれ自体が金属間化合物である相に取り込まれやすい元素であるとされている。

【0036】

以上のことから、製造時に金属母相中に固溶させる事が比較的容易で、かつ金属間化合物として析出し難い、Taを添加元素として選定した。

【0037】

10

20

30

40

50

以下では、本発明による二相ステンレス鋼に添加する合金元素の役割と化学組成範囲を限定する理由について説明する。

【0038】

クロム (Cr) : 20.0 ~ 40.0 %

クロムは、ステンレス鋼の耐食性の維持に最も重要な基本元素である。二相ステンレスの場合には、オーステナイトとフェライトの2相組織を得なければならないので、下記式で定義されるクロム当量 (Cr<sub>e q</sub>) 及びニッケル当量 (Ni<sub>e q</sub>) と、これにより決定されるフェライト相の比率 (分率) とを考慮して、20%以上のクロム量とした。また、Cr<sub>e q</sub> を増加させると Ni<sub>e q</sub> も増加させる必要があるため、経済性を考慮して上限値を40%とした。より好ましい範囲は24% ~ 26%である。

10

【0039】

$$Cr_{e q} = \% Cr + 2 \% Si + 1.5 \% Mo + 0.75 \% W + 5 \% V + 5.5 \% Al + 1.75 \% Nb + 1.5 \% Ti$$

$$Ni_{e q} = \% Ni + 0.5 \% Mn + 30 \% C + 0.3 \% Cu + 25 \% N + \% Co$$

(式中、%Cr、%Si、%Mo、%W、%V、%Al、%Nb、%Ti、%Ni、%Mn、%C、%Cu、%N及び%Coは、質量%で表した各組成の値である。)

$$\text{フェライト相の分率 (体積\%)} = 55 \times (Cr_{e q} / Ni_{e q}) - 66.1$$

ニッケル (Ni) : 3.0 % ~ 12.0 %

ニッケルは、オーステナイト安定化元素として耐食性に関連して全面腐食抵抗性を増加させる有用な元素であるので、少なくとも3%以上とした。クロム当量とニッケル当量との関係、相の比率、及び経済性を考慮して、上限値を12%以下とした。より好ましい範囲は6% ~ 8%である。

20

【0040】

モリブデン (Mo) : 7.0 % 以下

モリブデンは、クロムとともに、耐食性の維持に重要な元素であり、フェライト相を安定化させる作用をするが、添加により金属間化合物形成を促進する。このため、その量を7.0%以下に制限する。より好ましい範囲は3.0% ~ 5.0%である。

【0041】

タングステン (W) : 6.5 % 以下

タングステンは、耐食性を向上させ、1/2の量のMoと置換することにより金属間化合物の析出速度を遅延させ、耐食性及び機械的性質を改善する元素である。しかし、タングstenは、高価な合金元素であり、また、多量に添加すると金属間化合物の生成を促進し、溶接部の耐食性を低下させるので、含有量を6.5%以下に制限する。より好ましい範囲は4.0%以下である。

30

【0042】

ケイ素 (Si) : 3.0 % 以下

ケイ素は、フェライト組織を安定化させる元素であり、製造時の脱酸に有効な元素である。また、製造時や溶接時の溶鋼の流動性を増加させて表面の欠陥を低減する元素である。しかしながら、金属間化合物の析出速度を増加させ、鋼の延性を低下させる元素であるため、3.0%以下が好ましい。より好ましくは、0.5%以下である。

40

【0043】

マンガン (Mn) : 8.0 % 以下

マンガンは、高価なニッケルを代替することのできるオーステナイト安定化元素であり、窒素の固溶度を増加させ、高温の変形抵抗を増加させる元素である。特に、窒素を積極的に添加して耐食性を向上させようとする場合には、適正量のマンガン添加は必須である。溶解精錬時に脱酸効果を有するが、多量に添加すると耐食性が低下し、金属間化合物の生成を促進する。このため、その上限値を8%以下に制限した。より好ましい範囲は1.2%以下である。

【0044】

窒素 (N) : 0.7 % 以下

50

窒素は、孔食に対する抵抗性を向上させる有用な元素である。その効果は、クロムの約30倍に達する耐食性に関連して最も重要な元素の一つである。また、粒界鋭敏化を防止することを目的に炭素含有量を低くするとき、窒素を添加して強度を補填する。しかし、0.7%を超えて添加すると、製造時にブローホール発生により割れを生じることがある。よって、0.7%以下とすることが好ましい。特に、Taを添加する場合には、Taを含む窒化物を形成し、効果を阻害する。このため、相と相とにバランスよく固溶し、耐食性を損なわないようにするためには、0.3%以下とすることが更に好ましく、0.05%~0.25%とすることがより一層好ましい。さらに、0.05~0.19%の範囲が特に望ましい。

【0045】

炭素(C)：0.1%以下

炭素は、炭化物を形成し、且つ溶接時の粒界鋭敏化を誘発する元素である。特に、Taを添加する場合には、Taを含む炭化物を形成し、Ta添加の効果を阻害するため、少ないほど好ましい。しかし、Cの低減は製造コストの上昇を招くため、0.1%以下とした。より好ましい範囲は0.02%以下である。

【0046】

タンタル(Ta)：0.05%~1.0%

タンタルは、本発明を特徴づける元素の一つである。前述したように、原子半径が二相ステンレス鋼を構成する元素の平均原子半径と比較して大きいため、主要な金属間化合物形成元素の拡散を阻止し、金属間化合物の析出速度を低下させる効果がある。しかしながら、添加量が多すぎると、経済的でないだけでなく、フェライト/オーステナイトの相比のバランスを崩すため、上限値を1.0%に制限した。一方、0.05%未満では、その添加効果は期待できない。また、窒化物相とフェライト相への固溶量のバランスから、より好ましくは0.2~0.5%の範囲である。

【0047】

リン(P)：0.1%以下

リンについては、鋼中に不可避に混入する不純物であり、耐食性を劣化するのみでなく粒界に偏析し、脆化相の析出を促進するため、少ないほど望ましい。このため、0.1%以下が望ましく、0.02%以下が更に望ましく、0.005%以下が特に望ましい。しかしながら、Pを過剰に低減する場合は製造コストの上昇を招く。よって、Pの添加量は、この点も考慮して決定する。

【0048】

以下、実施例を説明する。

【実施例】

【0049】

表1は、実施例1(発明材(作製材C))並びに比較例1及び2(比較材(作製材A及びB))の二相ステンレス鋼について化学組成(単位：質量%)を示したものである。

【0050】

これらの材料に製造時の冷却、及び溶接による再熱を模擬した熱処理を施し、比較した。

【0051】

表1に示す化学組成の二相ステンレス鋼をそれぞれ20kg、真空溶解炉で溶製してインゴットを得た。作製材Aは、規格材S32750と同等の成分を有する。作製材Bは、N、C及びSiの含有量を低減したものである。作製材Cは、作製材Bと同等の成分の合金に対してTaを微量添加したものである。

【0052】

10

20

30

40

【表 1】

表 1

※1 PREW値=Cr+3.3(Mo+0.5W)+30N (mass%)

記号	材料	化学成分 (mass%)														PREW <sup>※1</sup>
		基本元素								添加元素		不純物				
		Fe	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	Ta	P	S	Si	O	Al	
A	比較例1	bal.	0.024	25.28	7.01	3.90	0.27	0.99	0.43	-	0.017	0.0021	0.57	0.0034	0.055	46.25
B	比較例2	bal.	0.0100	25.14	6.96	3.92	0.18	0.97	0.41	-	0.006	0.0017	0.02	0.0088	0.011	43.48
C	実施例1	bal.	0.0107	25.04	7.00	3.97	0.18	0.98	0.41	0.37	0.003	0.0019	0.02	0.0049	0.03	43.54

10

## 【0053】

上記のインゴットを1250 に加熱し、鍛造し、20×50×150 (mm)の板材を得た。鍛造した板材は、適正なフェライト相/オーステナイト相の相比を得るため、1100 ×1時間で溶体化熱処理を実施したのち、脆化相の析出を避ける為、水冷で急冷した。

## 【0054】

図2A、2B及び2Cはそれぞれ、鍛造した作製材A、B及びCの外観写真を示したものである。

20

## 【0055】

これらの写真から、鍛造による割れや欠陥を生じることなく製造できていることがわかる。

## 【0056】

図3A、3B及び3Cはそれぞれ、製造後の作製材A、B及びCの金相観察結果を示したものである。

## 【0057】

金相観察においては、SiC研磨紙で2000番まで研磨し、1µmのダイヤモンド砥粒を用いて仕上げ研磨した後、10%NaOH水溶液を使用して電解エッチングを施した。これにより、フェライト相31は褐色に、金属間化合物、炭化物及び窒化物は黒色に着色される。また、オーステナイト相32は白色である。

30

## 【0058】

試験片は、アセトン及び蒸留水を用いて超音波洗浄を施した後、光学顕微鏡で観察した。以降の金相観察も同様の方法で実施している。これらの図に示す金相観察の結果、いずれの作製材も明瞭に区別できるフェライト/オーステナイトの二相組織を有していることが分かる。

## 【0059】

上記の作製材に対して、製造時の冷却及び溶接による再熱条件における脆化相析出を評価するため、脆化相が析出しやすい温度域である800 での熱処理を実施した。

## 【0060】

図4は、800 における熱処理時間と残存フェライト量との関係を示すグラフである。横軸に熱処理時間を、縦軸にフェライト量をとっている。フェライト量は、磁気誘導法を用いたフェライトスコープで測定した。脆化相析出のうち、金属間化合物析出は析出温度条件でフェライト相が金属間化合物相とオーステナイト相に分解することで進行するため、残存フェライト量を評価することにより金属間化合物の析出傾向を評価できる。

40

## 【0061】

本図から、比較例1及び2と比べ、実施例1は、フェライト相の減少速度が遅く、フェライト相の分解が抑制されていることが分かる。

## 【0062】

図5A、5B及び5Cはそれぞれ、800 、30分の熱処理を施した後の作製材A、

50

B及びCの金相観察写真である。

【0063】

本図においては、フェライト相51及びオーステナイト相52に加え、脆化相53が増加していることがわかる。

【0064】

比較材である作製材A及びBと比べて、発明材である作製材Cにおいては、脆化相53の析出量が少なく、脆化相53の析出が抑制されていることが分かる。作製材Bは、脆化相53が特に多くなっている。

【0065】

図6は、800 × 5分の熱処理後におけるシャルピー衝撃値の測定結果を示したものである。 10

【0066】

シャルピー衝撃値については、JIS Z 2242 (2005)に準拠して測定した。測定手順の概略は、次のとおりである。

【0067】

熱処理前後の板材に対して、中心部がノッチ部となるように板の長手方向から10mm × 10mm × 5.5mmの2mmVノッチシャルピー試験片を採取し、衝撃値を測定した。

【0068】

本図から、比較材である作製材A及びBと比べて、発明材である作製材Cにおいては、熱処理後におけるシャルピー衝撃値が高くなっている。このことから、金属間化合物の形成抑制により靱性が改善していることがわかる。 20

【0069】

図7A～7Dは、800 × 1分の熱処理後の粒界( / 境界)におけるEDX測定の結果を示したものである。

【0070】

図7Aは、比較材である作製材Aの電子顕微鏡写真であり、図7Bは、図7Aの分析位置(線分)における矢印方向の各元素の濃度分布を測定した結果を示したものである。

【0071】

また、図7Cは、発明材である作製材Cの電子顕微鏡写真であり、図7Dは、図7Cの分析位置(線分)における矢印方向の各元素の濃度分布を測定した結果を示したものである。 30

【0072】

図7A及び7Cにおいては、フェライト相71及びオーステナイト相72の微細構造が明瞭に表されている。粒界は、破線で示している。線分で表した分析位置73においては、矢印の方向に(オーステナイト相72からフェライト相71に向かって)各元素の濃度測定を行った。

【0073】

図7B及び7Dにおいては、横軸に距離をとり、縦軸に濃度をとっている。

【0074】

図7Bに示す比較材においては、フェライト相側の粒界の近傍におけるMo及びCrの濃度が高くなっている。 40

【0075】

これに対して、図7Dに示す発明材においては、フェライト相側の粒界の近傍においてTaの濃度のピークが生じ、Mo及びCrの濃度は図7Bに比べて低くなっている。

【0076】

言い換えると、Taは、 / 粒界に優先的に拡散し、金属間化合物形成元素であるMo及びCrの拡散を阻害していることがわかる。

【0077】

以上より、Taを添加した場合、Ta自体が結晶粒界に拡散することにより、Mo、Cr等の金属間化合物形成元素の拡散を阻害し、金属間化合物の形成を遅延させることがわ 50

かった。

【0078】

(残留応力及び衝撃値に熱処理が及ぼす影響)

残留応力緩和を目的とした溶接後熱処理(PWHT)を想定して、発明材及び比較材に熱処理を実施し、熱処理が残留応力及び衝撃値に及ぼす影響を評価した。

【0079】

作製材A、B及びCについて、粒度#46の砥石を用い、回転速度1440rpm、切り込み量0.01mmで板材表面に平面研削による強加工層を付与することにより、引張残留応力を付与した。平面研削により表面に残留応力を付与した供試材に対して、PWHTを想定して650×30分の熱処理を実施し、残留応力と機械的特性に及ぼす熱処理条件の影響を評価した。

10

【0080】

図8は、熱処理前後の残留応力を比較した結果を示したものである。残留応力をフェライト相、オーステナイト相それぞれで測定し、体積比を掛けた平均値をマクロ応力として評価した。

【0081】

表面加工によって、900~1100MPa程度の引張付応力が付与されていたが、650×30分の熱処理で何れも約200MPa程度の引張応力に低下し、8割程度の応力緩和効果が得られた。

【0082】

20

図9は、熱処理前後のシャルピー衝撃試験の結果を比較した結果を示したものである。

【0083】

本図から、比較材に対して、発明材は、衝撃値が改善し、熱処理後も100J/cm<sup>2</sup>程度の衝撃値を残しており、650×30分の熱処理で残留応力を8割緩和しつつ、100J/cm<sup>2</sup>以上の衝撃値を保っている。

【0084】

(孔食発生電位に熱処理が及ぼす影響)

熱処理(650×30分)前後の孔食発生電位測定の結果を以下に示す。

【0085】

孔食電位については、JIS G0577(2005)に準拠して測定した。

30

【0086】

図10は、発明材と比較材の孔食発生電位を比較して示したものである。

【0087】

本図に示すように、各材料の孔食抵抗性順位(熱処理後)は下記のとおりである。

【0088】

作製材C(発明材)>作製材B(比較材)>作製材A(比較材、従来材S32750相当)。

【0089】

すなわち、発明材は、従来材より高い孔食発生電位を有する。

【0090】

40

以上の結果から、発明材は、脆化を抑制しているにもかかわらず、従来材以上の耐孔食性を有することが確認された。

【0091】

(発明材を用いた製品1)

図11は、本発明に係る立軸斜流海水ポンプの断面図である。

【0092】

本図において、立軸斜流海水ポンプは、吸込水路から入った海水を整流するベルマウス117、原動機の回転動力を伝達するシャフト111、シャフト111に固定されたインペラハブ115、原動機の回転動力を効率良く海水に与えるインペラベーン113、インペラベーン113の外周の隙間が常に一定になるよう内側を球面にしたケーシングライナ

50

114、インペラベーン113から海水に与えた速度エネルギーを圧力エネルギーに変換するケーシング112、加圧された海水が内部を通過していくコラムパイプ119、インペラキャップ116、コーン118などからなる。

【0093】

ケーシングライナ114及びケーシング112は、各々、実施例1の鋳鋼で作製し、インペラハブ115及びインペラベーン113は、各々、実施例1の鍛造材で作製した。鋳造及び鍛造後、1100 × 1 hの溶体化熱処理をし、その後、水冷し、フェライト量40～50%の2相組成とした。その後、ケーシングライナ114とケーシング112との接合部、及びインペラハブ115とインペラベーン113との接合部をMIG溶接で接合し、バンドヒータを巻きつけ、溶接熱影響部を650 まで昇温した後、その温度で30 minの熱処理を実施し、急冷した。

10

【0094】

X線残留応力測定により溶接熱影響部の残留応力を測定したところ、引張応力は80 MPaまで低下していた。実施例1の鋼材を用いることにより、溶接部の靱性低下も抑制され、疲労強度も向上した使用寿命の長い海水ポンプを製作することができた。

【0095】

(発明材を用いた製品2)

図12は、本発明に係る流量調節弁の断面図である。

【0096】

本図において、流量調節弁は、弁全体を支えるケーシング121、流量を調節する弁体122、弁体122が収まる弁座123、ハンドル125、ハンドル125の回転により弁体122の位置を調節するシャフト124などで構成されている。

20

【0097】

ケーシング121を実施例1の鋳鋼によって構成した。実施例1の鋼材を用いることにより、耐食性が高く、大型の流量調節弁を製作することができた。

【0098】

本流量調節弁は、海水、石油及び化学プラント環境で使用できる。

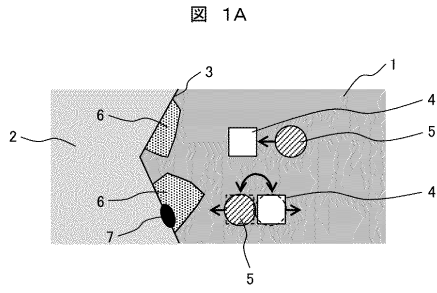
【符号の説明】

【0099】

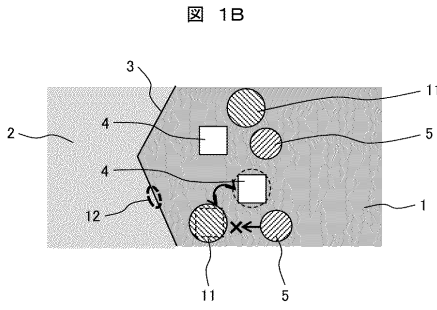
1：フェライト相、2：オーステナイト相、3：粒界、4：空孔、5：金属間化合物形成元素、6：金属間化合物、7：炭・窒化物、11：タンタル原子、12：粒界領域、31、51、71：フェライト相、32、52、72：オーステナイト相、53：脆化相、73：分析位置、111：シャフト、112：ケーシング、113：インペラベーン、114：ケーシングライナ、115：インペラハブ、116：インペラキャップ、117：ベルマウス、118：コーン、119：コラムパイプ、121：ケーシング、122：弁体、123：弁座、124：シャフト、125：ハンドル。

30

【図 1 A】

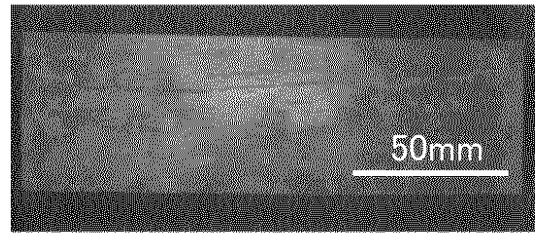


【図 1 B】



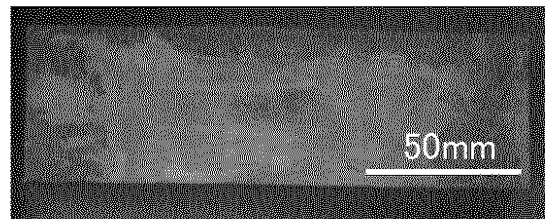
【図 2 A】

図 2A



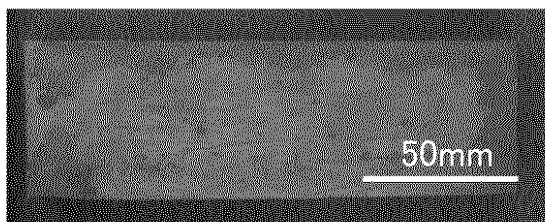
【図 2 B】

図 2B



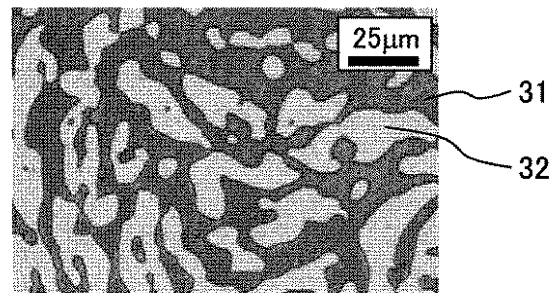
【図 2 C】

図 2C



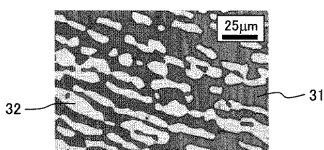
【図 3 B】

図 3B



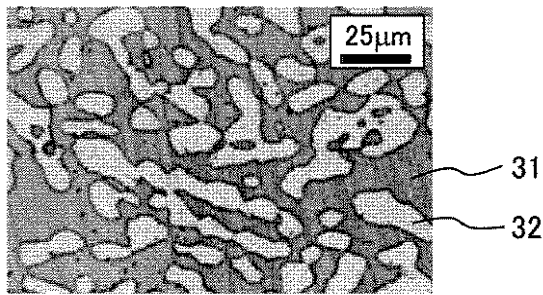
【図 3 A】

図 3A



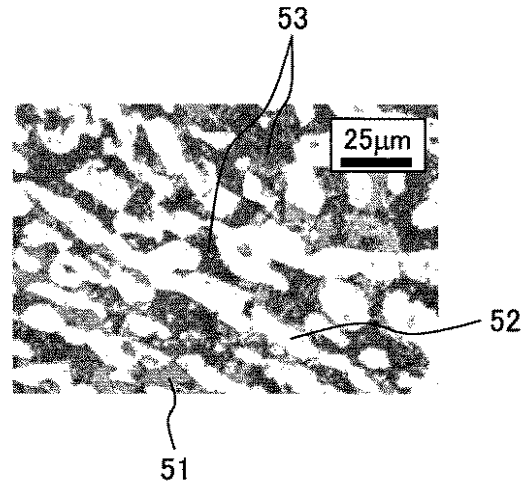
【図3C】

図 3C



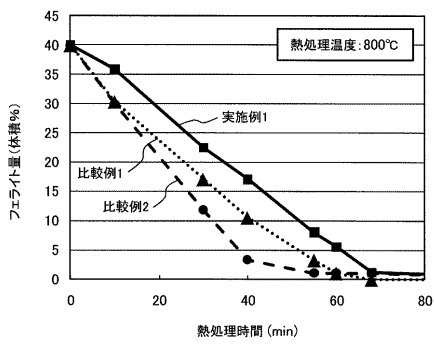
【図5A】

図 5A



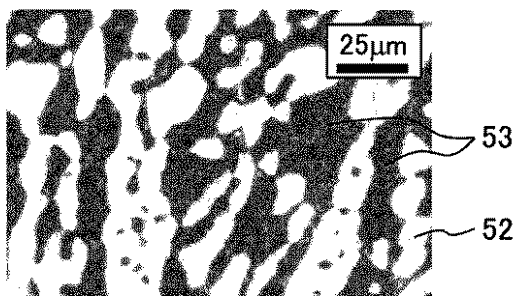
【図4】

図 4



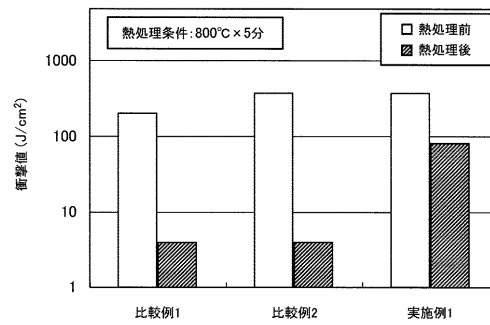
【図5B】

図 5B



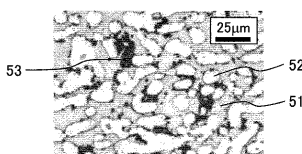
【図6】

図 6



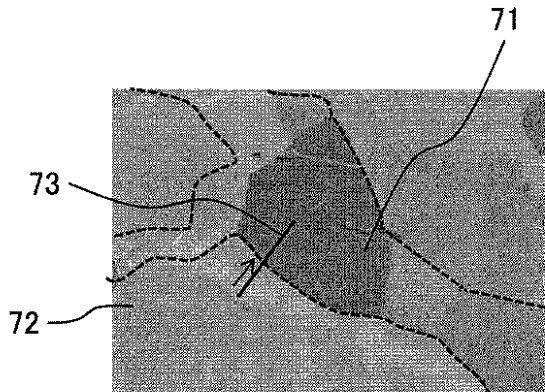
【図5C】

図 5C



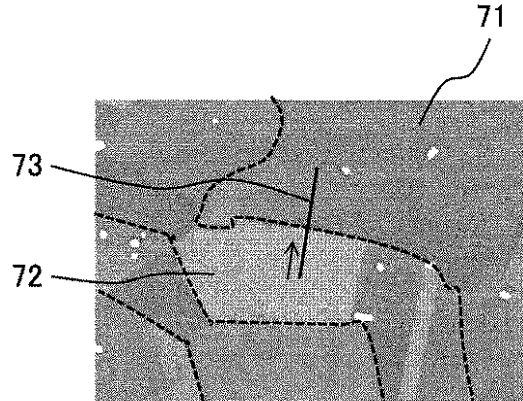
【図7A】

図 7A



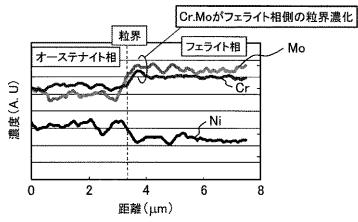
【図7C】

図 7C



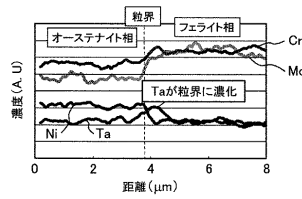
【図7B】

図 7B



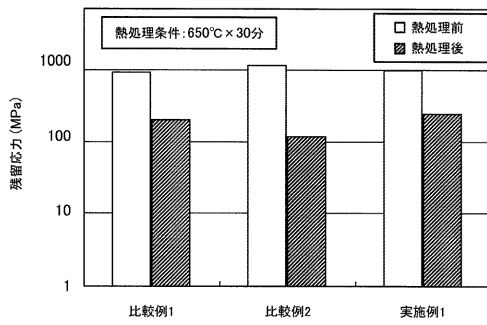
【図7D】

図 7D



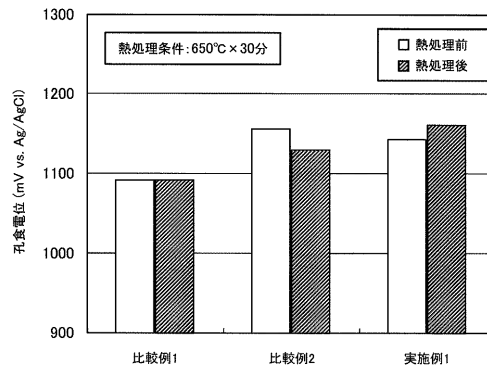
【図8】

図 8



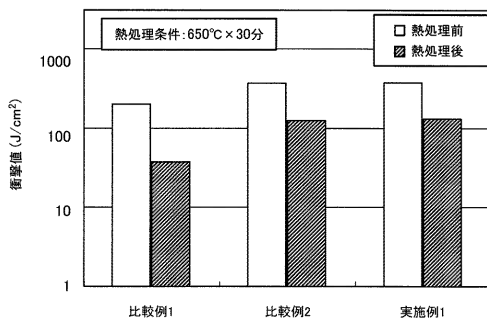
【図10】

図 10



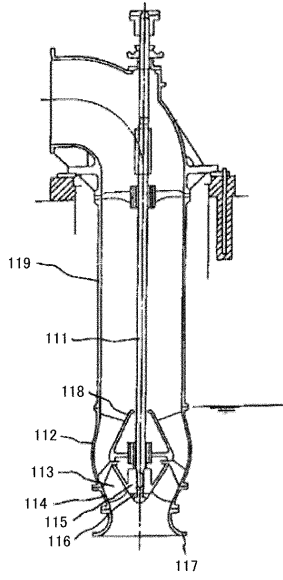
【図9】

図 9



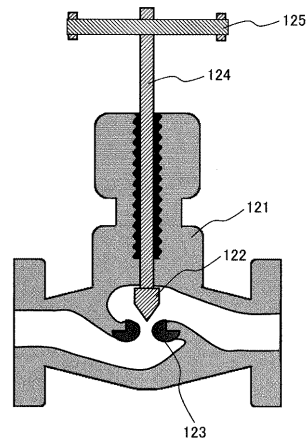
【図 11】

図 11



【図 12】

図 12



---

フロントページの続き

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開2014-136813(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 6/00 - 6/04