

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第5793283号

(P5793283)

(45) 発行日 平成27年10月14日 (2015.10.14)

(24) 登録日 平成27年8月14日 (2015.8.14)

(51) Int.Cl. F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z
C 2 2 C 38/28 (2006.01) C 2 2 C 38/28
C 2 2 C 38/54 (2006.01) C 2 2 C 38/54

請求項の数 5 (全 13 頁)

| | | | |
|-----------|-------------------------------|-----------|-------------------|
| (21) 出願番号 | 特願2010-177998 (P2010-177998) | (73) 特許権者 | 503378420 |
| (22) 出願日 | 平成22年8月6日 (2010.8.6) | | 新日鐵住金ステンレス株式会社 |
| (65) 公開番号 | 特開2012-36444 (P2012-36444A) | | 東京都千代田区大手町二丁目6番1号 |
| (43) 公開日 | 平成24年2月23日 (2012.2.23) | (74) 代理人 | 100064908 |
| 審査請求日 | 平成25年4月4日 (2013.4.4) | | 弁理士 志賀 正武 |
| 審判番号 | 不服2014-15648 (P2014-15648/J1) | (74) 代理人 | 100175802 |
| 審判請求日 | 平成26年8月7日 (2014.8.7) | | 弁理士 寺本 光生 |
| 早期審査対象出願 | | (74) 代理人 | 100106909 |
| | | | 弁理士 棚井 澄雄 |
| | | (74) 代理人 | 100134359 |
| | | | 弁理士 勝俣 智夫 |
| | | (74) 代理人 | 100188592 |
| | | | 弁理士 山口 洋 |

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 ブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C : 0 . 0 2 0 % 以下 ,
 N : 0 . 0 2 5 % 以下 ,
 S i : 1 . 0 % 以下 ,
 M n : 1 . 0 % 以下 ,
 P : 0 . 0 3 5 % 以下 ,
 S : 0 . 0 1 % 以下 ,
 C r : 1 6 . 0 ~ 2 5 . 0 % ,
 A l : 0 . 0 4 ~ 0 . 1 2 % ,
 T i : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 5 % ,
 N b : 0 . 0 5 ~ 0 . 6 % ,
 C a : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 0 1 5 % を含有し , 残部が F e および不可避免的不純物からなり ,
 下記 (1) 式を満足することを特徴とする , 溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

$$B I = 3 A l + T i + 0 . 5 S i + 2 0 0 C a \quad 0 . 3 9 (1)$$

(なお、(1) 式中の A l 、 T i 、 S i 、 C a は、鋼中の各成分の含有量 [質量 %] である。)

【請求項 2】

さらに、質量％で、 $Mn : 3.0\%$ 以下を含むことを特徴とする、請求項1に記載の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

【請求項3】

さらに、質量％で、 $Cu : 2.0\%$ 以下、 $Ni : 2.0\%$ 以下から選ばれる一種又は二種を含むことを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

【請求項4】

さらに、質量％で、 $V : 0.2\%$ 以下、 $Zr : 0.2\%$ 以下から選ばれる一種又は二種を含むことを特徴とする、請求項1から請求項3のいずれか一項に記載の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

10

【請求項5】

さらに、質量％で、 $B : 0.005\%$ 以下を含有することを特徴とする、請求項1から請求項4のいずれか一項に記載の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、TIG溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼に関するものである。

【背景技術】

20

【0002】

フェライト系ステンレス鋼は一般に耐食性に優れるだけでなく、オーステナイト系ステンレス鋼に比較して熱膨張係数が小さいことや、耐応力腐食割れ性に優れる等の特徴を有する。このため、食器、厨房機器や屋根材をはじめとする建築外装材料、貯水・貯湯用材料などに広く用いられている。さらに近年、Ni原料の価格高騰により、オーステナイト系ステンレス鋼からの切り替え需要も多く、その用途は広まってきている。

【0003】

このようなステンレス鋼の構造体においては、溶接施工は不可欠なものである。元来フェライト系ステンレス鋼はそのC、N固溶限が小さいことから溶接部で鋭敏化を生じ、耐食性が低下する問題があった。この問題を解決するために、C、N量の低減やTiやNbなどの安定化元素の添加によるC、Nの固定等により、溶接金属部の鋭敏化を抑制する方法（例えば特許文献1参照）が提案されており、広く実用化されている。

30

【0004】

また、フェライト系ステンレス鋼の溶接部における耐食性については、溶接の入熱で生じたスケール部は耐食性が劣化することが知られており、オーステナイト系ステンレス鋼に比較して不活性ガスによるシールドを十分に実施することが重要であることが知られている。

また、特許文献2には、式 $P1 = 5Ti + 20(Al - 0.01) - 1.5$ （式中のTi、Alは鋼中のそれぞれの含有量を示す）を満たすようにTiとAlを添加することで、溶接熱影響部の耐食性を改善するAl酸化皮膜を、溶接時の鋼の表層部に形成させる技術が開示されている。

40

【0005】

また、特許文献3には、AlとTiとの複合添加に加え、Siを一定量以上添加することで、溶接部の耐すき間腐食性を向上させる技術が開示されている。

また、特許文献4には、 $4Al + Ti \leq 0.32$ （式中のTi、Alは鋼中のそれぞれの含有量を示す）を満足することで、溶接時の入熱を低減させて溶接部のスケール生成を抑制し、溶接部の耐食性を向上させる技術が開示されている。

前述の従来技術は、溶接部や溶接熱影響部の耐食性を改善させることを目的としたものである。

【0006】

50

その他に、溶接部ではなく素材自身の耐候性および耐すき間腐食性を向上させる手段として、Pを積極的に添加し、CaおよびAlを適正量添加する技術がある（例えば、特許文献5参照）。特許文献5において、CaおよびAlは、鋼中の非金属介在物の形状と分布を制御するために添加されている。なお、特許文献5の最大の特徴はPを0.04%超えで添加することであり、特許文献5には溶接時の効果については一切記載がない。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】特公昭55-21102号公報

【特許文献2】特開平5-70899号公報

【特許文献3】特開2006-241564号公報

【特許文献4】特開2007-270290号公報

【特許文献5】特開平7-34205号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

従来のフェライト系ステンレス鋼においては、溶接部におけるシールド条件を適正化しても、溶接後の溶接裏ビード上に一般にブラックスポットやスラグスポットと呼ばれる黒点が点在することがあった。ブラックスポットは、TIG(Tungsten Inert Gas)溶接の凝固時に、酸素との親和力の強いAl、Ti、Si、Caが酸化物として溶接金属上に固化したものである。ブラックスポットの発生には、溶接条件、特に不活性ガスによるシールド条件が大きく影響しており、シールドが不十分なほどブラックスポットが多く発生する。

【0009】

なお、ブラックスポット自身は酸化物であるため、ブラックスポットが少量点在していても、溶接部の耐食性及び加工性には全く問題がない。しかしながら、ブラックスポットが多量に生成したり連続的に生成したりすると、溶接部を研磨処理せずにそのままで用いる場合の外観を損ねるだけでなく、溶接部を加工した際にブラックスポット部の剥離が生じる場合がある。ブラックスポット部の剥離が生じると、加工性が低下したり、剥離したブラックスポット部とのすき間において、すき間腐食が生じたりする等の問題が発生する場合がある。また、溶接後に加工を施さない場合でも、ブラックスポットが厚く生成すると、構造上、溶接部に応力がかかるものではブラックスポットが剥離して耐食性が低下する場合がある。

【0010】

したがって、TIG溶接部の耐食性を向上させるには、単に溶接ビード部や溶接スケール部自体の耐食性を向上させるだけでなく、溶接部に生成するブラックスポットを制御することが重要である。しかしながら、溶接時に生じる変色を伴うスケールについては、溶接のシールド条件を強化する方法により、ほぼ抑制可能であるが、TIG溶接部に生成するブラックスポットについては、シールド条件を強化したとしても従来の技術では十分に抑制することはできなかった。

【0011】

本発明は、このような事情に鑑みてなされたものであって、TIG溶接部にブラックスポットが生成しにくく、溶接部の耐食性及び加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼を提供することを課題とするものである。

【課題を解決するための手段】

【0012】

本発明者は、ブラックスポットの生成量を抑制するために以下に示すように鋭意研究を重ねた。その結果、Al、Ti、Si、Ca量を最適化することにより、TIG溶接部におけるブラックスポットの生成を抑制できることを見出し、本発明のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼を想到した。

10

20

30

40

50

【 0 0 1 3 】

本発明の要旨は以下のとおりである。

(1) 質量%で、C : 0 . 0 2 0 % 以下、N : 0 . 0 2 5 % 以下、S i : 1 . 0 % 以下、M n : 1 . 0 % 以下、P : 0 . 0 3 5 % 以下、S : 0 . 0 1 % 以下、C r : 1 6 . 0 ~ 2 5 . 0 %、A l : 0 . 0 4 ~ 0 . 1 2 %、T i : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 5 %、N b : 0 . 0 5 ~ 0 . 6 %、C a : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 0 1 5 % を含有し、残部が F e および不可避的不純物からなり、下記 (1) 式を満足することを特徴とする、溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

$$B I = 3 A l + T i + 0 . 5 S i + 2 0 0 C a \quad 0 . 3 9 \dots (1)$$

(なお、(1) 式中の A l、T i、S i、C a は、鋼中の各成分の含有量 [質量%] である。)

10

【 0 0 1 4 】

(2) さらに、質量%で、M o : 3 . 0 % 以下を含むことを特徴とする (1) に記載の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

(3) さらに、質量%で、C u : 2 . 0 % 以下、N i : 2 . 0 % 以下から選ばれる一種又は二種を含むことを特徴とする (1) または (2) に記載の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

(4) さらに、質量%で、V : 0 . 2 % 以下、Z r : 0 . 2 % 以下から選ばれる一種又は二種を含むことを特徴とする (1) から (3) のいずれかに記載の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

20

(5) さらに、質量%で、B : 0 . 0 0 5 % 以下を含有することを特徴とする (1) から (4) のいずれかに記載の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼。

【 発明の効果 】

【 0 0 1 5 】

本発明によれば、T I G 溶接部にブラックスポットが生成しにくく、T I G 溶接部の耐食性および加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼を提供できる。

【 図面の簡単な説明 】

【 0 0 1 6 】

【 図 1 】 図 1 は、T I G 溶接時に裏側に生じたブラックスポットの外観を示した写真である。

30

【 図 2 】 図 2 は、試験片の裏側におけるブラックスポットおよび溶接ビード部の元素深さプロファイルを A E S で測定した結果を示したグラフである。

【 図 3 】 図 3 は、B I 値とブラックスポット生成長さ比との関係を示したグラフである。

【 図 4 】 図 4 は、B I 値と腐食との関係を示したグラフである。

【 発明を実施するための形態 】

【 0 0 1 7 】

以下、本発明について詳細に説明する。

本発明の溶接部のブラックスポットの生成の少ないフェライト系ステンレス鋼は、下記 (1) 式を満足するものである。

40

$$B I = 3 A l + T i + 0 . 5 S i + 2 0 0 C a \quad 0 . 8 \dots (1)$$

(なお、(1) 式中の A l、T i、S i、C a は、鋼中の各成分の含有量 [質量%] である。)

【 0 0 1 8 】

A l、T i、S i、C a は、酸素との親和力が特に強い元素であり、T I G 溶接時にブラックスポットを生成させる元素である。また、鋼中に含まれる A l、T i、S i、C a の含有量を多くするほど、ブラックスポットが生成されやすくなる。上記 (1) 式における A l、T i、S i、C a の係数は、ブラックスポットの生成を促進する作用の大きさ (強さ) と鋼中の含有量とに基づいて決定されている。より詳細には、A l は、後述する実験例に示されるように、ブラックスポットに最も高濃度で含まれており、ブラックスポット

50

の生成を促進する作用が特に大きい元素である。このため、上記(1)式において、A1の係数を3としている。また、Caは鋼中の含有量が少ないにもかかわらず、ブラックスポットに高濃度で含まれており、ブラックスポットの生成を促進する作用が大きい元素である。このため、Caの係数を200としている。

【0019】

上記BI値が0.8を超えると、ブラックスポットの生成が顕著になる。これに対して、BI値が0.8以下であると、TIG溶接部のブラックスポットの生成が十分に少なくなり、耐食性に優れたものとなる。また、BI値が0.6以下である場合には、ブラックスポットの生成をより効果的に抑制でき、更にBI値が0.4以下である場合には、ブラックスポットの生成はほとんど抑制可能となり、TIG溶接部の耐食性をより一層向上させることができる。

10

【0020】

これは、ブラックスポットが多量に発生するような条件では、ブラックスポットの厚みも厚くなるため、加工時に剥離しやすいと推定され、その場合には張り出し加工のような厳しい加工において剥離が生じ腐食の起点になると考えられる。逆にブラックスポットの発生率が少ない条件では、その厚みも薄くなるため、ブラックスポットが生成しても剥離しにくいと推定される。

【0021】

次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼の成分組成について、詳細に説明する。

まず、上記(1)式を規定する各元素について説明する。

20

A1は脱酸元素として重要であり、また非金属介在物の組成を制御して組織を微細化する効果もある。しかし、A1はブラックスポットの生成に最も寄与する元素である。また、A1の過剰な添加は、非金属介在物の粗大化を招き、製品の疵発生の起点になる恐れもある。そのため、A1含有量の上限値を0.12%以下とした。脱酸のためにはA1を0.01%以上含有させることが好ましい。A1含有量は、より望ましくは0.03%~0.10%である。

【0022】

Tiは、C、Nを固定し、溶接部の粒界腐食を抑制して加工性を向上させる上で非常に重要な元素である。しかしながら、Tiの過剰な添加は、ブラックスポットを生成させるだけでなく、製造時の表面疵の原因となる。このため、Ti含有量の範囲を0.05%~0.35%とした。より望ましくは0.07%~0.20%である。

30

Siは、脱酸元素として重要な元素であり、耐食性、耐酸化性の向上にも有効である。しかし、Siの過剰な添加はブラックスポットの生成を促進するだけでなく、加工性、製造性を低下させる。そのため、Siの含有量の上限値を1.0%とした。脱酸のためにはSiを0.01%以上含有させることが好ましい。Si含有量は、より望ましくは0.05%~0.55%である。

【0023】

Caは脱酸元素として非常に重要であり、非金属介在物として鋼中に微量に含まれる。ただしCaは非常に酸化されやすいため、溶接時にブラックスポットを生成させる大きな要因となる。また、Caは、水溶性介在物を生成させて、耐食性を低下させる場合もある。このため、Caの含有量は極力低いことが望ましく、Caの含有量の上限値を0.0015%以下とした。より好ましくは0.0012%以下である。

40

【0024】

次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼を構成するその他元素について説明する。

Cは、耐粒界腐食性および加工性を低下させるため、その含有量を低減させる必要がある。このため、Cの含有量の上限値を0.020%以下とした。しかし、Cの含有量を過度に低減させると、精錬コストが悪化するため、0.002%~0.015%であることがより望ましい。

Nは、Cと同様に耐粒界腐食性、加工性を低下させるため、その含有量を低減させる必要がある。このため、Nの含有量の上限を0.025%以下とした。しかし、Nの含有量

50

を過度に低減させると、精錬コストが悪化するため、0.002%～0.015%であることがより望ましい。

【0025】

Mnは、脱酸元素として重要な元素であるが、過剰に添加すると腐食の起点となるMnSを生成しやすくなり、またフェライト組織を不安定化させる。このため、Mnの含有量を1.0%以下とした。脱酸のためにはMnを0.01%以上含有させることが好ましい。より望ましくは、0.05%～0.5%である。さらに望ましくは、0.05%～0.3%である。

Pは、溶接性、加工性を低下させるだけでなく、粒界腐食を生じやすくするため、低く抑える必要がある。そのためPの含有量を0.035%以下とした。より望ましくは0.001%～0.02%である。

10

【0026】

Sは、CaSやMnS等の腐食の起点となる水溶性介在物を生成させるため、低減させる必要がある。そのため、Sの含有量は0.01%以下とする。ただし、過度の低減はコストの悪化を招く。このため、Sの含有量は、0.0001%～0.005%であることがより望ましい。

【0027】

Crは、ステンレス鋼の耐食性を確保する上で最も重要な元素であり、フェライト組織を安定化するために16.0%以上含有させる必要がある。しかし、Crは、加工性、製造性を低下させるため、上限を25.0%以下とした。Crの含有量は、望ましくは16.5%～23.0%であり、より望ましくは18.0%～22.5%である。

20

【0028】

Nbは、その特性上単独またはTiと複合して添加することが可能である。NbをTiとともに含有させる場合 $(Ti + Nb) / (C + N) \leq 6$ （式中のTi、Nb、C、Nは、鋼中の各成分の含有量〔質量%〕である。）を満たすことが好ましい。

Nbは、Tiと同様にC、Nを固定し、溶接部の粒界腐食を抑制して加工性を向上させる元素である。ただし、Nbの過剰な添加は、加工性を低下させるため、Nbの含有量の上限を0.6%以下とすることが好ましい。また、Nbを含有させることにより、上記の特性を向上させるためには、Nbを0.05%以上含有させることが好ましい。Nbの含有量は、望ましくは0.15%～0.55%である。

30

【0029】

Moは、不働態皮膜の補修に効果があり、耐食性を向上させるのに非常に有効な元素である。また、MoはCrとともに含有されることにより耐孔食性を効果的に向上させる効果がある。またMoは、Niとともに含有されることにより耐流れさび性を改善する効果がある。しかし、Moを増加させると、加工性が低下し、コストが高くなる。このため、Moの含有量の上限を3.0%以下とすることが好ましい。また、Moを含有させることにより、上記の特性を向上させるためには、Moを0.30%以上含有させることが好ましい。Moの含有量は、望ましくは、0.60%～2.5%であり、より望ましくは0.9%～2.0%である。

【0030】

40

Niは、活性溶解速度を抑制させる効果を有し、また水素過電圧が小さいために再不働態化特性に優れる。ただし、Niの過剰な添加は、加工性を低下させ、フェライト組織を不安定にする。このため、Niの含有量の上限を2.0%以下とすることが好ましい。また、Niを含有させることにより、上記の特性を向上させるためには、Niを0.05%以上含有させることが好ましい。Niの含有量は、望ましくは0.1%～1.2%であり、より望ましくは0.2%～1.1%である。

【0031】

Cuは、Niと同様に活性溶解速度を低下させるだけでなく、再不働態化を促進する効果を有する。しかし、Cuの過剰な添加は、加工性を低下させる。このため、Cuを添加する場合は上限を2.0%以下とすることが好ましい。Cuを含有させることにより、上

50

記の特性を向上させるためには、Cuは0.05%以上含有させることが好ましい。Cuの含有量は、望ましくは、0.2%~1.5%であり、更に望ましくは0.25%~1.1%である。

【0032】

VおよびZrは、耐候性や耐すき間腐食性を改善する。また、Cr、Moの使用を抑えてVを添加すれば優れた加工性も担保することができる。ただし、Vおよび/またはZrの過度の添加は加工性を低下させる上、耐食性向上効果も飽和するため、Vおよび/またはZrを含有する場合の含有量の上限を0.2%以下とすることが好ましい。また、Vおよび/またはZrを含有させることにより、上記の特性を向上させるためには、Vおよび/またはZrは0.03%以上含有させることが好ましい。また、Vおよび/またはZrの含有量は、より望ましくは0.05%~0.1%である。

10

【0033】

Bは二次加工脆性改善に有効な粒界強化元素であるが、過度の添加はフェライトを固溶強化して延性低下の原因になる。このため、Bを添加する場合は下限を0.0001%以下、上限を0.005%以下とすることが好ましく、0.0002%~0.0020%とすることがより望ましい。

【実施例】

【0034】

表1に示す化学成分(組成)を有するフェライト系ステンレス鋼からなる試験片を、以下に示す方法で製造した。まず、表1に示す化学成分(組成)の铸鋼を真空溶解にて溶製して40mm厚のインゴットを製造し、これを熱間圧延で5mm厚に圧延した。その後、各々の再結晶挙動に基づいて温度800~1000で1分間の熱処理を行って、スケールを研削除去し、さらに冷間圧延により厚み0.8mmの鋼板を製造した。その後、最終焼鈍として各々の再結晶挙動に基づいて温度800~1000で1分間の熱処理を行い、表面の酸化スケールを酸洗除去して供試材とし、これを用いてNo.1~28の試験片を製造した。なお、表1に示す化学成分(組成)において、残部は、鉄及び不可避免的不純物である。

20

【0035】

【表 1】

| No | C | Si | Mn | P | S | Cr | Al | Ti | Ca | N | Mo | Nb | Ni | Cu | B | V | Zr | BI | 生長 さ比/% | 腐食 試験 |
|----|-------|------|------|-------|-------|------|------|------|--------|-------|------|------|------|------|--------|------|------|------|------------|----------|
| 1 | 0.004 | 0.10 | 0.11 | 0.007 | 0.001 | 18.0 | 0.04 | 0.20 | 0.0002 | 0.008 | | | | | | | | 0.40 | 10 | ◎ 参考例 |
| 2 | 0.005 | 0.11 | 0.20 | 0.015 | 0.003 | 18.2 | 0.06 | 0.12 | 0.0002 | 0.007 | 0.52 | | | | | | | 0.40 | 7 | ◎ 参考例 |
| 3 | 0.008 | 0.09 | 0.20 | 0.011 | 0.002 | 19.7 | 0.04 | 0.12 | 0.0003 | 0.012 | | 0.20 | | | | | | 0.35 | 3 | ◎ 本発明 |
| 4 | 0.011 | 0.10 | 0.11 | 0.009 | 0.001 | 22.9 | 0.03 | 0.10 | 0.0003 | 0.010 | | 0.31 | | | | | 0.05 | 0.30 | 0 | ◎ 参考例 |
| 5 | 0.012 | 0.11 | 0.18 | 0.009 | 0.001 | 18.7 | 0.03 | 0.16 | 0.0004 | 0.011 | 1.81 | 0.28 | | | | | | 0.39 | 9 | ◎ 参考例 |
| 6 | 0.005 | 0.08 | 0.20 | 0.008 | 0.001 | 22.5 | 0.07 | 0.09 | 0.0002 | 0.008 | 1.18 | 0.18 | | | | | | 0.38 | 7 | ◎ 本発明 |
| 7 | 0.007 | 0.10 | 0.14 | 0.010 | 0.002 | 19.0 | 0.04 | 0.14 | 0.0004 | 0.010 | 0.99 | 0.22 | | | | | | 0.39 | 9 | ◎ 本発明 |
| 8 | 0.010 | 0.13 | 0.15 | 0.010 | 0.002 | 18.4 | 0.04 | 0.16 | 0.0002 | 0.010 | 1.90 | 0.23 | 0.12 | 0.20 | | 0.10 | | 0.39 | 10 | ◎ 本発明 |
| 9 | 0.004 | 0.12 | 0.18 | 0.009 | 0.003 | 22.6 | 0.05 | 0.13 | 0.0003 | 0.011 | 0.82 | 0.25 | 0.15 | 0.15 | | 0.08 | | 0.40 | 8 | ◎ 参考例 |
| 10 | 0.007 | 0.51 | 0.25 | 0.010 | 0.002 | 19.1 | 0.01 | 0.07 | 0.0002 | 0.009 | | 0.45 | 0.28 | 0.44 | | | | 0.40 | 9 | ◎ 参考例 |
| 11 | 0.004 | 0.10 | 0.16 | 0.009 | 0.001 | 20.9 | 0.03 | 0.06 | 0.0002 | 0.009 | | 0.25 | | | 0.0007 | | | 0.24 | 0 | ◎ 参考例 |
| 12 | 0.007 | 0.12 | 0.25 | 0.010 | 0.002 | 19.1 | 0.06 | 0.12 | 0.0002 | 0.009 | 0.95 | 0.21 | 1.02 | | | 0.06 | | 0.40 | 9 | ◎ 参考例 |
| 13 | 0.014 | 0.04 | 0.22 | 0.020 | 0.003 | 17.5 | 0.04 | 0.08 | 0.0005 | 0.014 | | 0.51 | | | | | 0.12 | 0.32 | 7 | ◎ 本発明 |
| 14 | 0.003 | 0.45 | 0.27 | 0.011 | 0.002 | 19.4 | 0.05 | 0.09 | 0.0003 | 0.006 | | 0.17 | 0.40 | 0.50 | 0.0004 | 0.12 | | 0.53 | 22 | ○ 参考例 |
| 15 | 0.009 | 0.08 | 0.09 | 0.008 | 0.002 | 18.5 | 0.08 | 0.08 | 0.0004 | 0.008 | | 0.55 | | | | | | 0.44 | 15 | ○ 参考例 |
| 16 | 0.004 | 0.12 | 0.20 | 0.022 | 0.002 | 23.0 | 0.12 | 0.19 | 0.0002 | 0.008 | 0.55 | | | | | | | 0.65 | 41 | ○ 参考例 |
| 17 | 0.005 | 0.15 | 0.21 | 0.020 | 0.003 | 19.2 | 0.04 | 0.30 | 0.0009 | 0.009 | | | 0.25 | 0.39 | | | | 0.68 | 49 | ○ 参考例 |
| 18 | 0.004 | 0.10 | 0.14 | 0.007 | 0.001 | 17.1 | 0.04 | 0.22 | 0.0003 | 0.009 | | | | | | | | 0.45 | 19 | ○ 参考例 |
| 19 | 0.004 | 0.12 | 0.12 | 0.008 | 0.003 | 23.7 | 0.06 | 0.15 | 0.0005 | 0.011 | 1.85 | 0.21 | | | | | | 0.49 | 20 | ○ 参考例 |
| 20 | 0.013 | 0.62 | 0.25 | 0.020 | 0.003 | 17.6 | 0.06 | 0.07 | 0.0004 | 0.014 | | 0.38 | | | | | | 0.64 | 39 | ○ 参考例 |
| 21 | 0.005 | 0.09 | 0.28 | 0.015 | 0.002 | 23.8 | 0.08 | 0.21 | 0.0010 | 0.010 | | 0.19 | | | 0.0008 | | 0.09 | 0.70 | 45 | ○ 参考例 |
| 22 | 0.010 | 0.25 | 0.20 | 0.030 | 0.003 | 23.0 | 0.15 | 0.19 | 0.0015 | 0.012 | | 0.22 | | | | | | 1.07 | 78 | × 比較例 |
| 23 | 0.006 | 0.65 | 0.21 | 0.015 | 0.002 | 18.5 | 0.05 | 0.02 | 0.0010 | 0.009 | | 0.41 | 0.25 | 0.39 | | | | 0.70 | 45 | × 比較例 |
| 24 | 0.004 | 0.20 | 0.22 | 0.020 | 0.003 | 21.5 | 0.09 | 0.34 | 0.0010 | 0.010 | 1.05 | | | | | | | 0.91 | 86 | × 比較例 |
| 25 | 0.006 | 0.26 | 0.16 | 0.025 | 0.001 | 15.9 | 0.09 | 0.21 | 0.0009 | 0.014 | | | | | | 0.11 | | 0.79 | 60 | × 比較例 |
| 26 | 0.010 | 0.25 | 0.20 | 0.020 | 0.002 | 17.9 | 0.03 | 0.40 | 0.0015 | 0.011 | 2.01 | | | | 0.0010 | | | 0.92 | 89 | × 比較例 |
| 27 | 0.015 | 1.01 | 0.31 | 0.002 | 0.002 | 18.0 | 0.04 | 0.19 | 0.0014 | 0.014 | | 0.36 | | | | | | 1.10 | 83 | × 比較例 |
| 28 | 0.012 | 0.28 | 0.23 | 0.018 | 0.003 | 23.5 | 0.10 | 0.21 | 0.0019 | 0.012 | 1.56 | 0.18 | | | | | 0.08 | 1.03 | 88 | × 比較例 |

【0036】

このようにして得られたNo 1～28の試験片に対し、以下に示す溶接条件でTIG溶接し、以下に示すようにしてブラックスポット生成長さ比を算出した。また、No 1～28の試験片に対し、以下に示す腐食試験を行った。

「溶接条件」

TIG溶接は、送り速度50cm/min、入熱550～650J/cm²で同鋼種を

10

20

30

40

50

突合せて行った。シールドにはトーチ側、裏面側ともアルゴンを用いた。

【0037】

「ブラックスポット生成長さ比」

ブラックスポット生成長さ比は、TIG溶接後のブラックスポットの生成量を表す基準として求めた。ブラックスポット生成長さ比は、溶接部に生じた各ブラックスポットの溶接方向の長さを積算し、この積算値を、全溶接長さで割って求めた。溶接長さ約10cm分をデジタルカメラで撮影して各ブラックスポットの長さを測定し、画像処理を用いて溶接長さ中におけるブラックスポットの長さの総和の溶接長さに対する比を計算させることにより求めた。

【0038】

「腐食試験」

腐食試験片は、TIG溶接部を張り出し加工したものをを用いた。張り出し条件は、JIS 2247に準拠したエリクセン試験条件で、溶接試験片の裏波側を表面として、20mmのポンチを用いた。ただし張り出し高さは、加工条件を合わせるため、加工を途中で停止した。停止高さ（張り出し高さ）は、6mmおよび7mmで統一した。腐食性評価は、JIS Z 2371に準拠して、5%NaClの連続噴霧試験を実施し、48時間後の流れさびの有無で評価した。張り出し高さ6mmの加工材において5%NaClの連続噴霧試験で溶接部に流れさびが認められなかった場合を、張り出し高さ7mmの加工材において同様にさびが認められなかったものをとした。連続噴霧試験で流れさびが発生した場合を×とした。

【0039】

表1に示すように、化学成分（組成）が本発明の範囲であってBI値が0.8以下である試験片No1～21では、ブラックスポット生成長さ比が小さく、TIG溶接後のブラックスポットの生成が少なかった。

このうちBI値が0.6以下のNo1～15, 18, 19ではよりブラックスポットの生成が抑制されており、更にBI値が0.4以下のNo1～13ではその生成長さが10%以下とほぼその発生が抑制されていた。

さらに張り出し高さ6mmの試験片No1～21では、エリクセン試験機で加工した後の耐食性試験片における5%NaClの連続噴霧試験で溶接部からのさびは認められなかった。更に、より加工の厳しい張り出し高さ7mmの試験片No1～21においては、BI値が0.4以下の試験片では溶接部のさびは認められず、0.4を超える試験片ではさびが認められた。

【0040】

一方、BI値が0.8を超える試験片No22、24、26～28では、TIG溶接後のブラックスポット生成長さ比が大きく、何れも腐食試験において溶接部からのさびが確認された。試験片No22、24、26～28のさび発生部をルーペで拡大観察したところ、ブラックスポットと溶接ビード部の境界で剥離が認められた。Al, Ti, Si, Caが規定以上の濃度となったNo22, 26, 27, 28は、腐食試験でさびが発生した。

また、Crの組成比が16%未満である試験片No25及びTiの組成比が0.05%未満である試験片No23では、腐食試験でさびの発生が認められた。

【0041】

「実験例1」

以下に示す化学成分（組成）を有するフェライト系ステンレス鋼を、冷間圧延により厚み1mmの鋼板を製造したこと以外はNo1の試験片の製造方法と同様にして供試材を製造した。これを用いて試験片Aおよび試験片Bを得た。

「化学成分（組成）」

試験片A

C: 0.007%, N: 0.011%, Si: 0.12%, Mn: 0.18%, P: 0.22%, S: 0.001%, Cr: 19.4%, Al: 0.06%, Ti: 0.15%、

C a : 0 . 0 0 0 5 %、残部：鉄と不可避的不純物

試験片 B

C : 0 . 0 0 9 % , N : 0 . 0 1 0 % , S i : 0 . 2 5 % , M n : 0 . 1 5 % , P : 0 . 2 1 % , S : 0 . 0 0 1 % , C r : 2 0 . 2 % , A l : 0 . 1 5 % , T i : 0 . 1 9 %、
C a : 0 . 0 0 1 5 %、残部：鉄と不可避的不純物

このようにして得られた試験片 A および試験片 B に対し、N o 1 の試験片と同様の溶接条件で T I G 溶接し、T I G 溶接時に裏側に生じたブラックスポットの外観を観察した。

その結果を図 1 に示す。

【 0 0 4 2 】

図 1 (a) は、T I G 溶接時に裏側に生じたブラックスポットの外観を示した写真である。また、図 1 (b) は、T I G 溶接時に裏側に生じたブラックスポットの外観を示した模式図であり、図 1 (a) に示す写真に対応する図面である。

図 1 (a) および図 1 (b) において左側は B I 値が 0 . 4 9 の試験片 A の写真であり、右側は B I 値が 1 . 0 7 の試験片 B の写真である。

図 1 において矢印で示すように、B I 値が 0 . 4 9 の試験片 A 及び B I 値が 1 . 0 7 の試験片 B の双方に、斑点状のブラックスポットが散見される。しかし、B I 値が大きい試験片 B (右側の写真) において、ブラックスポットはより多く発生しているのが分かる。

【 0 0 4 3 】

また、B I 値が 1 . 0 7 の試験片 B について、溶接ビード部とブラックスポット部の 2 カ所について、オージェ電子分光分析 (A E S) 測定を行った。その結果を図 2 に示す。

なお、A E S 測定においては、走査型 F E オージェ電子分光装置を用い、加速電圧 1 0 k e V、スポット径約 4 0 n m、スパッタ速度 1 5 n m / m i n の条件で、酸素の強度が殆ど観測されなくなるまで測定を実施した。なお、A E S の測定スポットは小さいため、測定位置により誤差が生じる場合があるが、概略の厚さを示すものとして今回採用した。

【 0 0 4 4 】

図 2 は、試験片の裏側におけるブラックスポットおよび溶接ビード部の元素深さプロファイル (深さ方向の元素の濃度分布) を A E S で測定した結果を示したグラフである。図 2 (a) は溶接ビード部の結果であり、図 2 (b) はブラックスポットの結果である。

図 2 (a) に示すように、溶接ビード部は、T i が主体であり、A l、S i を含む厚さ数百 の酸化物であった。一方、図 2 (b) に示すように、ブラックスポットは、A l が主体であり、T i、S i、C a を含む厚さ数千 の厚い酸化物であった。また、図 2 (b) に示すブラックスポットのグラフより、A l は、ブラックスポットに最も高濃度で含まれており、C a は鋼中の含有量が少ないにもかかわらず、ブラックスポットに高濃度で含まれていることが確認できた。

【 0 0 4 5 】

「実験例 2」

C : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 1 5 % , N : 0 . 0 2 ~ 0 . 0 1 5 % , C r : 1 6 . 5 ~ 2 3 % , N i : 0 ~ 1 . 5 % , M o : 0 ~ 2 . 5 % を基本組成とし、ブラックスポットの主成分である A l、T i、S i、C a 等の含有量の異なる種々の化学成分 (組成) を有するフェライト系ステンレス鋼の供試材を、試験片 A と同様の製造方法により製造した。これを用いて、複数の試験片を得た。

このようにして得られた複数の試験片に対し、N o 1 の試験片と同様の溶接条件で T I G 溶接し、N o 1 の試験片と同様にしてブラックスポット生成長さ比を算出した。

【 0 0 4 6 】

その結果、ブラックスポット生成長さ比は、A l、T i、S i、C a が増加するほど大きくなる傾向を示した。これらの元素は酸素との親和力が特に強い元素であり、このうち特に A l の効果が大きく、また C a は鋼中の含有量が少ないにもかかわらずブラックスポットへの影響が大きいことが判明した。また T i、S i に関しても同様にブラックスポットの生成に寄与することが分かった。

【 0 0 4 7 】

10

20

30

40

50

このことから、A l、T i、S i、C aの添加量が多い場合には、シールドを施してもブラックスポットが発生する懸念が大きく、とくにA l、T iはブラックスポットの生成に大きな影響を与えることが分かった。

【 0 0 4 8 】

また、複数の試験片それぞれについて下記(1)式で示されるB I値を算出し、ブラックスポット生成長さ比との関係を調べた。

$$B I = 3 A l + T i + 0 . 5 S i + 2 0 0 C a \quad 0 . 8 \quad \dots (1)$$

(なお、(1) 式中のA l、T i、S i、C aは、鋼中の各成分の含有量[質量%]である。)

その結果を図3に示す。図3は、B I値とブラックスポット生成長さ比との関係を示したグラフである。図3に示すように、B I値が大きいほどブラックスポット生成長さ比が大きくなることが分かる。

10

【 0 0 4 9 】

また、複数の試験片それぞれに対し、N o 1の試験片と同様にして腐食試験を行った。その結果を、図4に示す。図4は、B I値と加工後に噴霧試験した後の耐食性評価結果との関係を示したグラフである。図4に示すように、B I値が0 . 8以下である場合、張り出し高さが6 m mの試験片では腐食が発生せず、特に0 . 4以下では、張り出し高さが7 m mの試験片においても、腐食も認められないため、非常に良好であった。

【 産業上の利用可能性 】

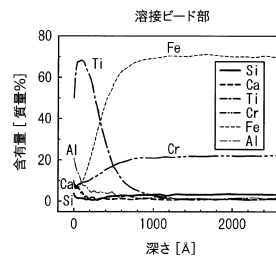
【 0 0 5 0 】

20

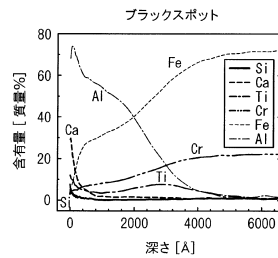
本発明のフェライト系ステンレス鋼は、外装材、建材、屋外機器類、貯水・貯湯タンク、家電製品、浴槽、厨房機器、潜熱回収型ガス給湯器のドレン水回収器とその熱交換器、各種溶接パイプなどのように、その他屋外・屋内の一般的な用途で、T I G溶接されて形成される構造体において、耐食性を必要とする部材に好適に用いることができる。特に、本発明のフェライト系ステンレス鋼は、T I G溶接後に加工を施す部材に好適である。また、本発明のフェライト系ステンレス鋼は、耐食性のみならずT I G溶接部の加工性にも優れるため、加工の厳しい用途においても広く適用可能である。

【図 2】

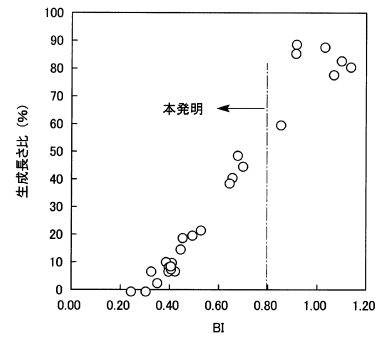
(a)



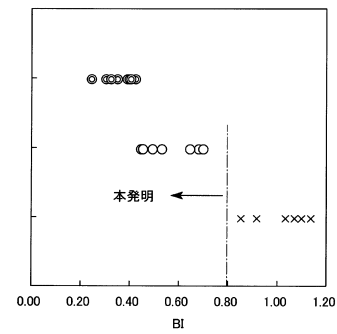
(b)



【図 3】

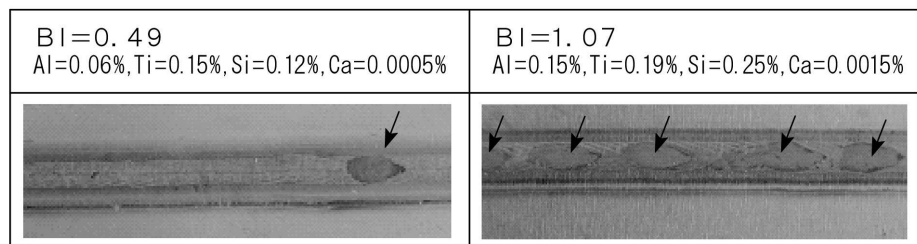


【図 4】

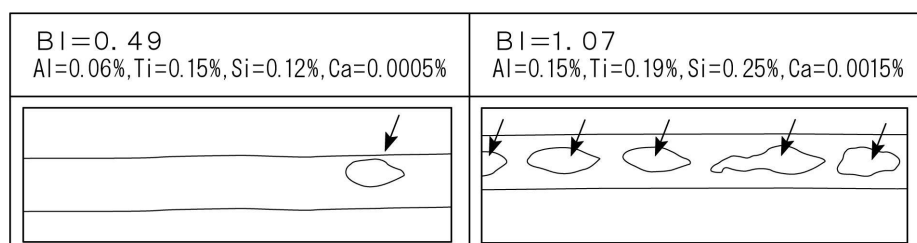


【図 1】

(a)



(b)



フロントページの続き

- (72)発明者 松橋 透
東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新日鐵住金ステンレス株式会社内
- (72)発明者 中田 潮雄
東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新日鐵住金ステンレス株式会社内

合議体

審判長 木村 孔一

審判官 鈴木 正紀

審判官 河野 一夫

- (56)参考文献 特開2004-084067(JP,A)
特開平8-144021(JP,A)
特開2004-131796(JP,A)
特開2002-129292(JP,A)
特開平10-102212(JP,A)
特開2008-231542(JP,A)
特開2006-89814(JP,A)