

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2012年2月9日(09.02.2012)

(10) 国際公開番号
WO 2012/018074 A1

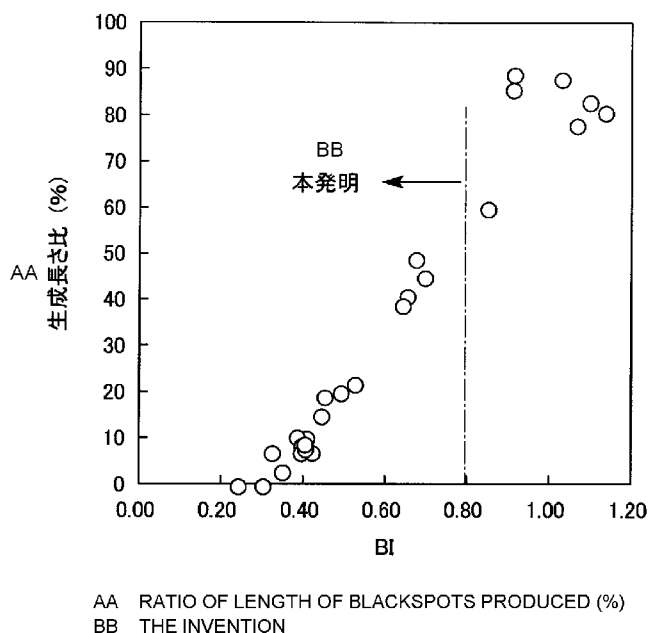
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/28 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/067850
- (22) 国際出願日: 2011年8月4日(04.08.2011)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2010-177998 2010年8月6日(06.08.2010) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日鐵住金ステンレス株式会社 (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corporation) [JP/JP]; 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてののみ): 松橋 透 (MATSUHASHI Tooru) [JP/JP]; 〒1000004 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 Tokyo (JP). 中田 潮雄 (NAKATA Michio) [JP/JP]; 〒1000004 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 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 志賀 正武, 外 (SHIGA Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI

[続葉有]

(54) Title: FERRITIC STAINLESS STEEL

(54) 発明の名称: フェライト系ステンレス鋼

[図3]



(57) Abstract: A ferritic stainless steel which comprises, in mass%, 0.020% or less of C, 0.025% or less of N, 1.0% or less of Si, 1.0% or less of Mn, 0.035% or less of P, 0.01% or less of S, 16.0-25.0% of Cr, 0.12% or less of Al, 0.05-0.35% of Ti, 0.0015% or less of Ca, and a remainder made up by Fe and unavoidable impurities and fulfills a requirement represented by formula (1), and in which little blackspots are produced in a welded part. $BI = 3Al + Ti + 0.5Si + 200Ca \leq 0.8$ (1) (In formula (1), Al, Ti, Si, Ca respectively represent the contents [mass%] of these components in the steel.)

(57) 要約: 質量%で、C: 0.020%以下、N: 0.025%以下、Si: 1.0%以下、Mn: 1.0%以下、P: 0.035%以下、S: 0.01%以下、Cr: 16.0~25.0%、Al: 0.12%以下、Ti: 0.05~0.35%、Ca: 0.0015%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、下記(1)式を満足する、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。 $BI = 3Al + Ti + 0.5Si + 200Ca \leq 0.8$ (1)

(なお、(1)式中のAl、Ti、Si、Caは、鋼中の各成分の含有量[質量%]である。)

WO 2012/018074 A1

WO 2012/018074 A1



(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG). 添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：フェライト系ステンレス鋼

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。

本願は、2010年8月6日に、日本に出願された特願2010-177998号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[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、フェライト系ステンレス鋼は、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。

[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 $P1 = 5Ti + 20(AI - 0.01) \geq 1.5$ （式中のTi、AIは鋼中のそれぞれの成分の含有量を示す）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。

[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成分の含有量を示す）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] 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) 溶接における溶接金属の凝固時に、酸素との親和力の強いAl、Ti、Si、Caが酸化物を形成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] 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。

[0013] 本発明の要旨は以下のとおりである。

本発明の第1の態様は、質量%で、C：0.020%以下、N：0.025%以下、Si：1.0%以下、Mn：1.0%以下、P：0.035%以下、S：0.01%以下、Cr：16.0～25.0%、Al：0.12%以下、Ti：0.05～0.35%、Ca：0.0015%以下を含有し、残部としてFeおよび不可避免的不純物からなり、下記(1)式を満足するフェライト系ステンレス鋼である。

$$BI = 3Al + Ti + 0.5Si + 200Ca \leq 0.8 \quad \dots (1)$$

(なお、(1)式中のAl、Ti、Si、Caは、鋼中の各成分の含有量[質量%]である。)

上記のフェライト系ステンレス鋼においては、溶接部のブラックスポット生成が少ない。

[0014] 本発明の第2の態様は、上記第1の態様にかかるフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量%で、Nb：0.6%以下を含むフェライト系ステンレス鋼である。

本発明の第3の態様は、上記第1または第2の態様にかかるフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量%で、Mo：3.0%以下を含むフェライト系ステンレス鋼である。

本発明の第4の態様は、上記第1から第3いずれかの態様にかかるフェライト系ステンレス鋼であって、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フェライト系ステンレス鋼である。

本発明の第5の態様は、上記第1から第4いずれかの態様にかかるフェラ

イト系ステンレス鋼であって、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フェライト系ステンレス鋼である。

本発明の第6の態様は、上記第1から第5いずれかの態様にかかるフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量％で、B：0.005％以下を含有するフェライト系ステンレス鋼である。

発明の効果

[0015] 本発明によれば、TIG溶接部にブラックスポットが生成しにくく、TIG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

[0016] [図1A]図1Aは、TIG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。

[図1B]図1Bは、TIG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1Aに示す写真に対応する図面である。

[図2A]図2Aは、試験片の裏側における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AESで測定した結果を示したグラフである。

[図2B]図2Bは、試験片の裏側におけるブラックスポットの元素深さプロファイル（深さ方向の元素の濃度分布）をAESで測定した結果を示したグラフである。

[図3]図3は、BI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、BI値と腐食との関係を示したグラフである。二重丸（◎）は、優良な結果を、丸（○）は良の結果を、×は不良の結果を示す。

発明を実施するための形態

[0017] 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。

$$B I = 3 A I + T i + 0.5 S i + 200 C a \leq 0.8 \quad \cdots (1)$$

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

[0018] A I、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 I、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 I、T i、S i、C aの含有量の係数は、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 I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、A I含有量の係数を3としている。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、C a含有量の係数を200としている。

[0019] 上記B I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、B I値が0.8以下であると、T I G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、B I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B I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、T I G溶接部の耐食性をより一層向上させることができる。

[0020] 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。従って

、ブラックスポットの発生を抑制することにより、溶接部の耐食性を向上させることができるものと考慮される。

[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。

アルミニウム (Al) : 質量%で0.012%以下

Al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、Al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、Al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、Al含有量の上限値を0.12%とした。脱酸のためにはAlを0.01%以上含有させることが好ましい。Al含有量は、より望ましくは0.03%~0.10%である。

[0022] チタン (Ti) : 質量%で0.05%~0.35%

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。

ケイ素 (Si) : 質量%で1.0%以下

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] カルシウム (Ca) : 質量%で0.0015%以下

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C a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、C a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、C aの含有量は極力低いことが望ましく、C aの含有量の上限値を0.0015%とした。より好ましくはC aの含有量は0.0012%以下である。

[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。

炭素（C）：質量%で0.020%以下

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%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、Cの含有量は0.002%～0.015%であることがより望ましい。

窒素（N）：質量%で0.025%以下

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%とした。しかし、N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。

[0025] マンガン（Mn）：質量%で1.0%以下

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。

リン（P）：質量%で0.035%以下

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なるため、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。

[0026] 硫黄（S）：質量%で0.01%以下

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] クロム (Cr) : 質量%で16.0~25.0%

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%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。

[0028] ニオブ (Nb) : 質量%で0.6%以下

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 $(Ti + Nb) / (C + N) \geq 6$ (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%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。

[0029] モリブデン (Mo) : 質量%で3.0%以下

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%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] ニッケル (Ni) : 質量%で2.0%以下

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%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] 銅 (Cu) : 質量%で2.0%以下

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%とすることが好ましい。Cu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、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] バナジウム (V) および／またはジルコニウム (Zr) : 質量%で0.2%以下

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%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。

[0033] ホウ素（B）：質量％で0.005％以下

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％、上限を0.005％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）の鋳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、各元素の含有量は質量％で表示されており、残部は、鉄及び不可避免的不純物である。下線は、本発明の範囲外の数値を示す。

[0035]

[表1]

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	Ca	N	Mo	Nb	Ni	Cu	B	V	Zr	Fe 及び 避けられない不純物	
1	0.004	0.10	0.11	0.007	0.001	18.0	0.04	0.20	0.0002	0.008								残部	本発明
2	0.005	0.11	0.20	0.015	0.003	18.2	0.06	0.12	0.0002	0.007	0.52							残部	本発明
3	0.008	0.09	0.20	0.011	0.002	19.7	0.04	0.12	0.0003	0.012		0.20						残部	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	残部	本発明
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						残部	本発明
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						残部	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						残部	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		残部	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		残部	本発明
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				残部	本発明
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			残部	本発明
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		残部	本発明
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	残部	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		残部	本発明
15	0.009	0.08	0.09	0.008	0.002	18.5	0.08	0.08	0.0004	0.008		0.55						残部	本発明
16	0.004	0.12	0.20	0.022	0.002	23.0	0.12	0.19	0.0002	0.008	0.55							残部	本発明
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				残部	本発明
18	0.004	0.10	0.14	0.007	0.001	17.1	0.04	0.22	0.0003	0.009								残部	本発明
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						残部	本発明
20	0.013	0.62	0.25	0.020	0.003	17.6	0.06	0.07	0.0004	0.014		0.38						残部	本発明
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		残部	本発明
22	0.010	0.25	0.20	0.030	0.003	23.0	0.15	0.19	0.0015	0.012		0.22						残部	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				残部	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					0.11		残部	比較例
25	0.006	0.26	0.16	0.025	0.001	15.9	0.09	0.21	0.0009	0.014					0.0010			残部	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	0.36						残部	比較例
27	0.015	1.01	0.31	0.002	0.002	18.0	0.04	0.19	0.0014	0.014								残部	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	残部	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、20mmφ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「良」、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「優良」とした。連続噴霧試験で流れさびが発生した場合を「不良」とした。

表1の化学成分から求めたBI値、ブラックスポット成長長さ比、および腐食試験の結果を表2に示す。

[0039] [表2]

No.	BI	ブラックスポット 生成長さ比 (%)	腐食試験 結果	
1	0.40	10	優良	本発明
2	0.40	7	優良	本発明
3	0.35	3	優良	本発明
4	0.30	0	優良	本発明
5	0.39	9	優良	本発明
6	0.38	7	優良	本発明
7	0.39	9	優良	本発明
8	0.39	10	優良	本発明
9	0.40	8	優良	本発明
10	0.40	9	優良	本発明
11	0.24	0	優良	本発明
12	0.40	9	優良	本発明
13	0.32	7	優良	本発明
14	0.53	22	良	本発明
15	0.44	15	良	本発明
16	0.65	41	良	本発明
17	0.68	49	良	本発明
18	0.45	19	良	本発明
19	0.49	20	良	本発明
20	0.64	39	良	本発明
21	0.70	45	良	本発明
22	<u>1.07</u>	78	不良	比較例
23	0.70	45	不良	比較例
24	<u>0.91</u>	86	不良	比較例
25	0.79	60	不良	比較例
26	0.92	89	不良	比較例
27	<u>1.10</u>	83	不良	比較例
28	<u>1.03</u>	88	不良	比較例

[0040] 表2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No.1～21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No.1～15、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No.1～13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No.1～21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。

[0041] 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。

[0042] 「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%、Ca: 0.0005%、残部: 鉄と不可避免的不純物

試験片B

C: 0.009%、N: 0.010%、Si: 0.25%、Mn: 0.15%、P: 0.21%、S: 0.001%、Cr: 20.2%、Al: 0.15%、Ti: 0.19%、Ca: 0.0015%、残部: 鉄と不可避免的不純物

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、No 1 の試験片と同様の溶接条件で TIG 溶接し、TIG 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 A、図 1 B に示す。

[0043] 図 1 A は、TIG 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、TIG 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 0.49 の試験片 A の写真、図面であり、右側は B I 値が 1.07 の試験片 B の写真、図面である。

図 1 A、図 1 B において矢印で示すように、B I 値が 0.49 の試験片 A 及び B I 値が 1.07 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。

[0044] また、B I 値が 1.07 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（AES）測定を行った。その結果を図 2 A、図 2 B に示す。

なお、AES 測定においては、走査型 FE オージェ電子分光装置を用い、加速電圧 10 keV、スポット径約 40 nm、スパッタ速度 15 nm/min 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、AES 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。

[0045] 図 2 A、図 2 B 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 AES 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、Ti が主体であり、Al、Si を含む厚さ数百 Å の酸化物であった。一方、図 2 B に示すように、ブラック

ポットは、Alが主体であり、Ti、Si、Caを含む厚さ数千Åの厚い酸化物であった。また、図2Bに示すブラックスポットのグラフより、Alは、ブラックスポットに最も高濃度で含まれており、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いることが確認できた。

[0046] 「実験例2」

C : 0.002~0.015%、N : 0.02~0.015%、Cr : 16.5~23%、Ni : 0~1.5%、Mo : 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Al、Ti、Si、Ca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、No1の試験片と同様の溶接条件でTIG溶接し、No1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。

[0047] その結果、ブラックスポット生成長さ比は、Al、Ti、Si、Ca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Alの効果が大きく、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への影響が大きいことが判明した。またTi、Si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。

[0048] このことから、Al、Ti、Si、Ca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Al、Ti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。

[0049] 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BI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。

$$BI = 3Al + Ti + 0.5Si + 200Ca \leq 0.8 \quad \cdots (1)$$

(なお、(1)式中のAl、Ti、Si、Ca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。

[0050] 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。図で二重丸(◎)は、優良な結果を、丸(○)は良の結果を、×は不良の結果を示している。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 mm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 mm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

[0051] 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。

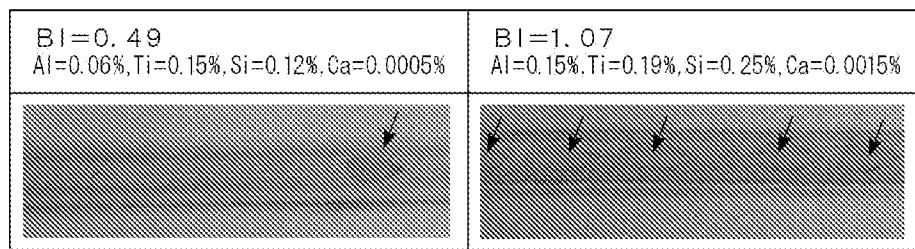
請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C : 0.020%以下、N : 0.025%以下、Si : 1.0%以下、Mn : 1.0%以下、P : 0.035%以下、S : 0.01%以下、Cr : 16.0~25.0%、Al : 0.12%以下、Ti : 0.05~0.35%、Ca : 0.0015%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、下記(1)式を満足する、フェライト系ステンレス鋼。
- $$B I = 3 A I + T i + 0.5 S i + 200 C a \leq 0.8 \quad (1)$$
- (なお、(1)式中のAl、Ti、Si、Caは、鋼中の各成分の含有量〔質量%〕である。)
- [請求項2] 請求項1記載のフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量%で、Nb : 0.6%以下を含む、フェライト系ステンレス鋼。
- [請求項3] 請求項1記載のフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量%で、Mo : 3.0%以下を含む、フェライト系ステンレス鋼。
- [請求項4] 請求項2記載のフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量%で、Mo : 3.0%以下を含む、フェライト系ステンレス鋼。
- [請求項5] 請求項1ないし4いずれか一項記載のフェライト系ステンレス鋼であって、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、フェライト系ステンレス鋼。
- [請求項6] 請求項1ないし4いずれか一項記載のフェライト系ステンレス鋼であって、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、フェライト系ステンレス鋼。
- [請求項7] 請求項5記載のフェライト系ステンレス鋼であって、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、フェライト系ステンレス鋼。
- [請求項8] 請求項1ないし4のいずれか一項に記載のフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量%で、B : 0.005%以下を含有する、

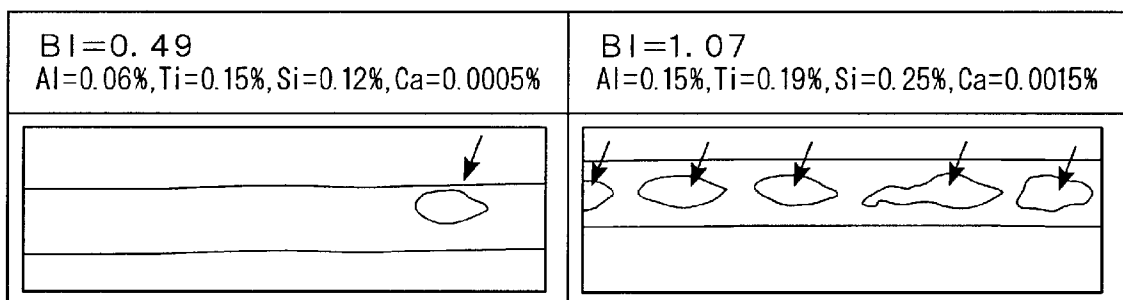
フェライト系ステンレス鋼。

- [請求項9] 請求項5記載のフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量
%で、B : 0.005%以下を含有する、フェライト系ステンレス鋼
。
- [請求項10] 請求項6記載のフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量
%で、B : 0.005%以下を含有する、フェライト系ステンレス鋼
。
- [請求項11] 請求項7記載のフェライト系ステンレス鋼であって、さらに、質量
%で、B : 0.005%以下を含有する、フェライト系ステンレス鋼
。

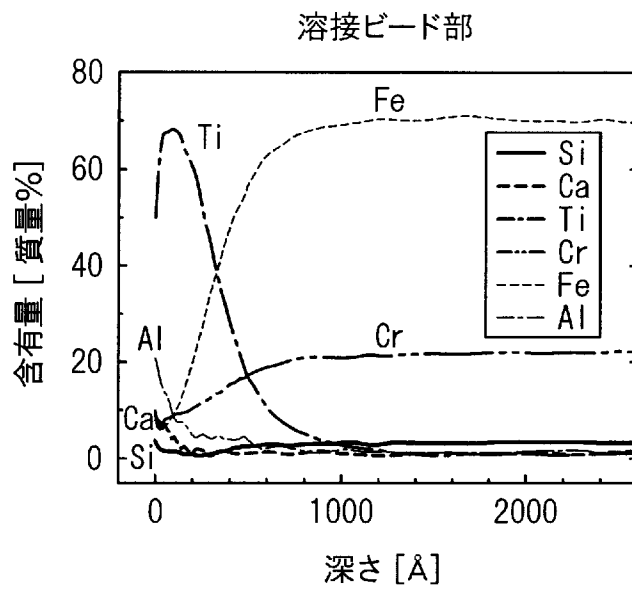
[図1A]



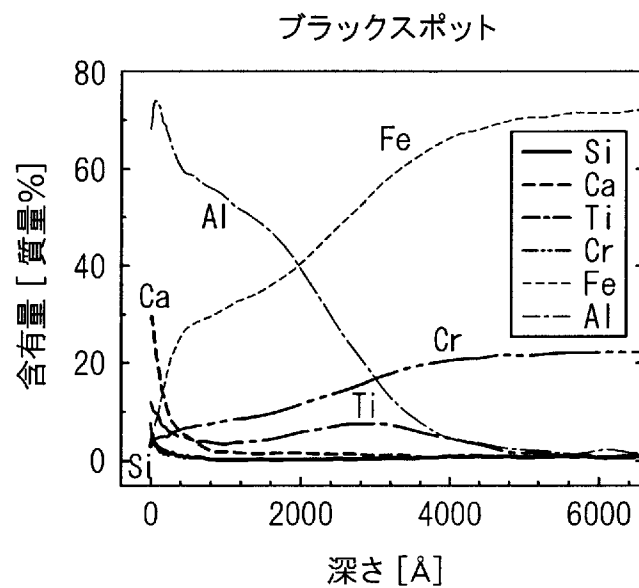
[図1B]



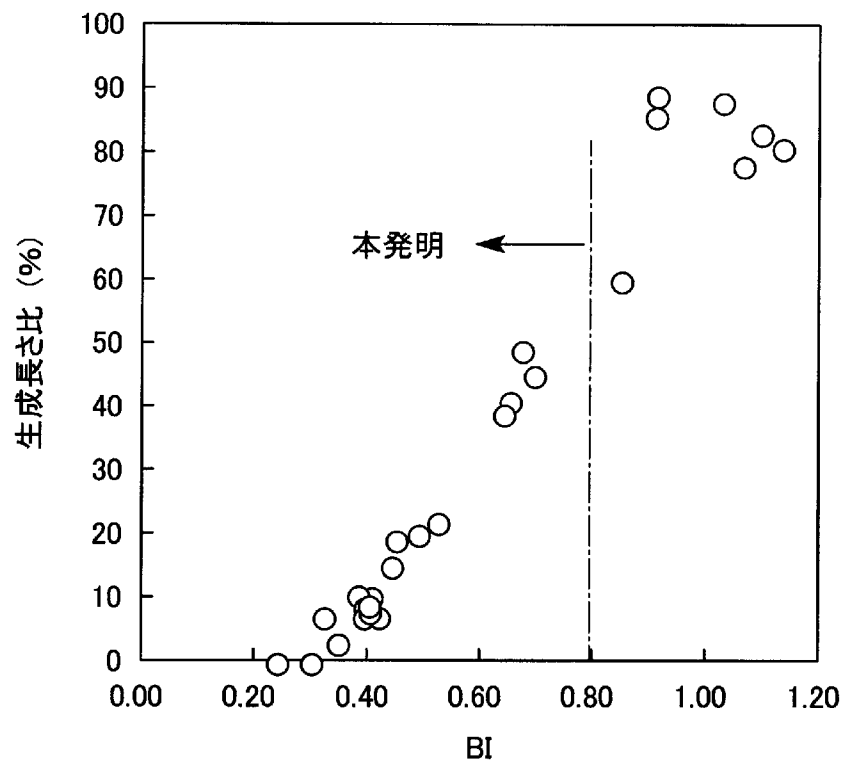
[図2A]



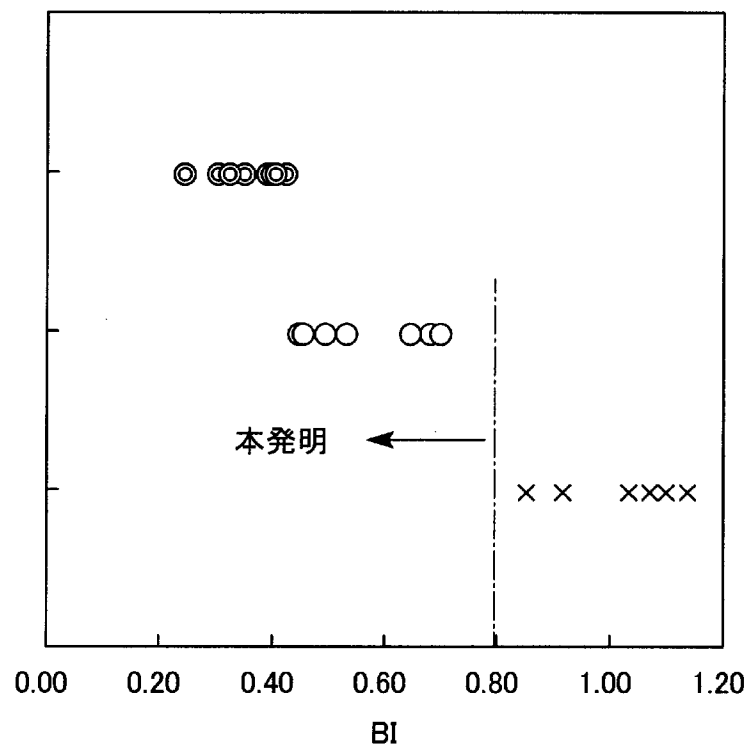
[図2B]



[図3]



[図4]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/067850

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/28(2006.01) i, C22C38/54(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)

C22C38/00-38/60

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2011
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2011	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2011

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2009-091654 A (JFE Steel Corp.), 30 April 2009 (30.04.2009), claims; paragraphs [0001], [0008], [0020] to [0037], [0051] to [0053]; tables 1, 3, 5 (Family: none)	1 2-11
X Y	JP 8-144021 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 04 June 1996 (04.06.1996), claims; paragraphs [0010], [0021] to [0023], [0030], [0031], [0041] to [0044]; tables 1, 2, 5 (Family: none)	1-7 8-11

☒ 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
07 October, 2011 (07.10.11)

Date of mailing of the international search report
25 October, 2011 (25.10.11)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/067850

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 10-102212 A (Kawasaki Steel Corp.), 21 April 1998 (21.04.1998), claims; paragraphs [0001], [0012] to [0025]; table 1 (Family: none)	1-11
Y	JP 2004-131796 A (Nippon Steel Corp.), 30 April 2004 (30.04.2004), claims; paragraphs [0017] to [0027]; table 1 (Family: none)	1-11
A	JP 2004-149833 A (Nippon Yakin Kogyo Co., Ltd.), 27 May 2004 (27.05.2004), paragraphs [0010] to [0012] (Family: none)	1-11
A	JP 2007-302995 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 22 November 2007 (22.11.2007), claims; paragraphs [0001], [0009]; table 1 & US 2010/0084413 A1 & EP 2133440 A1 & WO 2008/120409 A1	1-11
A	JP 2009-174036 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 06 August 2009 (06.08.2009), claims; table 1 & EP 2246455 A1 & WO 2009/096244 A1	1-11
A	JP 2006-263811 A (JFE Steel Corp.), 05 October 2006 (05.10.2006), claims; table 1 (Family: none)	1-11
P,X	JP 2010-202973 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 16 September 2010 (16.09.2010), entire text; all drawings & WO 2010/090041 A1	1-11

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/28 (2006.01)i, C22C38/54 (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. C22C38/00-38/60

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 1 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 1 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 1 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 請求項の番号
X Y	JP 2009-091654 A (J F E スチール株式会社) 2009.04.30, 特許請求の範囲, [0001], [0008], [0020] - [0037], [0051] - [0053], 表1, 表3, 表5 (ファミリーなし)	1 2 - 1 1
X Y	JP 8-144021 A (住友金属工業株式会社) 1996.06.04, 特許請求の範囲, [0010], [0021] - [0023], [0030], [0031], [0041] - [0044], 表1, 表2, 表5 (ファミリーなし)	1 - 7 8 - 1 1

☒ 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

の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 7 . 1 0 . 2 0 1 1

国際調査報告の発送日

2 5 . 1 0 . 2 0 1 1

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)

鈴木 毅

4 K

9 1 5 4

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 請求項の番号
Y	JP 10-102212 A (川崎製鉄株式会社) 1998. 04. 21, 特許請求の範囲, [0001], [0012] - [0025], 表1 (ファミリーなし)	1 - 1 1
Y	JP 2004-131796 A (新日本製鐵株式会社) 2004. 04. 30, 特許請求の範囲, [0017] - [0027], 表1 (ファミリーなし)	1 - 1 1
A	JP 2004-149833 A (日本冶金工業株式会社) 2004. 05. 27, [0010] - [0012] (ファミリーなし)	1 - 1 1
A	JP 2007-302995 A (日新製鋼株式会社) 2007. 11. 22, 特許請求の範囲, [0001], [0009], 表1 & US 2010/0084413 A1 & EP 2133440 A1 & WO 2008/120409 A1	1 - 1 1
A	JP 2009-174036 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2009. 08. 06, 特許請求の範囲, 表1 & EP 2246455 A1 & WO 2009/096244 A1	1 - 1 1
A	JP 2006-263811 A (JFEスチール株式会社) 2006. 10. 05, 特許請求の範囲, 表1 (ファミリーなし)	1 - 1 1
P, X	JP 2010-202973 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2010. 09. 16, 全文, 全図 & WO 2010/090041 A1	1 - 1 1