

(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
2013年10月3日(03.10.2013)



(10) 国際公開番号
WO 2013/146860 A1

- (51) 国際特許分類:
B23K 9/173 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
B23K 9/23 (2006.01) C22C 38/18 (2006.01)
B23K 35/30 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/058954
- (22) 国際出願日: 2013年3月27日(27.03.2013)
- (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 2012-082023 2012年3月30日(30.03.2012) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 山田 健太(YAMADA, Kenta); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 濱田 昌彦(HAMADA, Masahiko); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 元家 大介(MOTOYA, Daisuke); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 中塚 信二郎(NAKAT-

SUKA, Shinjiro); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 天谷 尚(AMAYA, Hisashi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 高部 秀樹(TAKABE, Hideki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 上羽 秀敏, 外(UEBA, Hidetoshi et al.); 〒5300004 大阪府大阪市北区堂島浜1丁目4番16号 アクア堂島西館 インテリクス国際特許事務所 Osaka (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, BN, 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, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, 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.

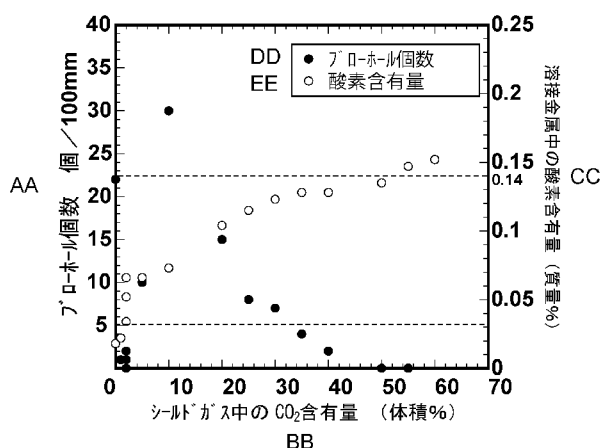
(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW,

[続葉有]

(54) Title: PROCESS FOR PRODUCING WELDED JOINT, AND WELDED JOINT

(54) 発明の名称: 溶接継手の製造方法及び溶接継手

FIG. 1



AA Number of blowholes / 100mm
BB CO₂ content of shielding gas (vol%)
CC Oxygen content of weld metal (mass%)
DD Number of blowholes
EE Oxygen content

(57) Abstract: Provided is a process for producing a welded joint provided with a weld metal which exhibits high strength and toughness and which has few blowholes. One embodiment of the present invention is a process for producing a welded joint which comprises: a step of preparing a base metal containing at least 10.5% by mass of Cr; and a step of subjecting the base metal to GMA welding using a shielding gas that contains either 1 to 2vol% or 35 to 50vol% of CO₂ gas with the balance being an inert gas to form a weld metal which contains, in mass %, up to 0.080% of C, 0.20 to 1.00% of Si, up to 8.00% of Mn, up to 0.040% of P, up to 0.0100% of S, up to 2.0% of Cu, 20.0 to 30.0% of Cr, 7.00 to 12.00% of Ni, 0.100 to 0.350% of N, 0.02 to 0.11% of O, up to 0.040% of sol. Al, and 1.00 to 4.00% of Mo and/or 1.00 to 4.00% of W, with the balance being Fe and impurities.

(57) 要約: 高強度及び高靱性を有し、ブローホールの少ない溶接金属を備えた溶接継手の製造方法を提供する。本実施形態による溶接継手の製造方法は、質量%で10.5%以上のCrを含有する母材を準備する工程と、母材に対して、1~2体積%又は35~50体積%のCO₂ガスを含有し、残部が不活性ガスからなるシールドガスを用いてGMA溶接を実施し、質量%で、C:0.080%以下、Si:0.20~1.00%、Mn:8.00%以下、P:0.

0.40%以下、S:0.0100%以下、Cu:2.0%以下、Cr:20.0~30.0%、Ni:7.00~12.00%、N:0.100~0.350%、O:0.02~0.11%、sol. Al:0.040%以下、並びに、Mo:1.00~4.00%及びW:1.00~4.00%のうちの1種以上を含有し、残部はFe及び不純物からなる溶接金属を形成する工程とを備える。



WO 2013/146860 A1



MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラ
シア (AM, AZ, BY, KG, KZ, 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 (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：溶接継手の製造方法及び溶接継手

技術分野

[0001] 本発明は、溶接継手の製造方法及び溶接継手に関する。

背景技術

[0002] 近年、石油関連工業用途では、耐食性だけでなく、優れた高強度を有する鋼材が要求されている。高強度を有する鋼材として、特開平５－１３２７４１号公報（特許文献１）に開示されている高窒素二相ステンレス鋼、及び、国際公開第２００８／０２６５９４号（特許文献２）に開示されている、１２～１３質量％のＣｒを含有するマルテンサイト系ステンレス鋼が適用されている。

[0003] これらの高強度のステンレス鋼を母材とする溶接継手を製造する場合、溶接金属にも高い強度が要求される。さらに、溶接金属には高い靱性も求められる。

[0004] ところで、様々な溶接方法の中でも、ガスシールドアーク溶接は良好な溶接特性が得られる。そのため、ガスシールドアーク溶接は、種々の鋼材の溶接に利用されている。ガスシールドアーク溶接には、ＧＴＡ溶接法（Gas Tungsten Arc weld）とＧＭＡ溶接法（Gas Metal Arc weld）とがある。ＧＴＡ溶接法は非消耗式ガスシールドアーク溶接とも呼ばれ、タングステンを電極として主として母材を溶融して接合する。ＧＭＡ溶接法は、消耗電極式ガスシールドアーク溶接とも呼ばれ、溶接ワイヤを電極とする。

[0005] ステンレス鋼の溶接には通常、ＧＴＡ溶接法が適用される。ＧＴＡ溶接法は、良好な品質の溶接金属を形成しやすいためである。特開２００１－９５８９号公報（特許文献３）及び特開平８－２６０１０１号公報（特許文献４）は、高強度及び高靱性を有する溶接金属を得るために、高窒素の共金系溶接材料を用いたＧＴＡ溶接を提案する。

発明の開示

- [0006] しかしながら、G T A溶接法の溶接速度は遅く、溶接効率が低い。これに対して、G M A溶接法の溶接速度はG T A溶接法より速い。そのため、溶接効率を高めるためには、G T A溶接法に代えて、G M A溶接法を適用するのが好ましい。
- [0007] しかしながら、G M A溶接はG T A溶接に比べて溶接金属の凝固速度が速いため、溶接金属中にブローホールと呼ばれる欠陥が発生しやすくなる。
- [0008] 本発明の目的は、高強度及び高靱性を有し、ブローホールの少ない溶接金属を備えた溶接継手の製造方法を提供することである。
- [0009] 本実施形態による溶接継手の製造方法は、質量％で10.5%以上のCrを含有する母材を準備する工程と、母材に対して、1～2体積％又は35～50体積％のCO₂を含有し、残部が不活性ガスからなるシールドガスを用いてG M A溶接を実施し、質量％で、C：0.080%以下、Si：0.20～1.00%、Mn：8.00%以下、P：0.040%以下、S：0.0100%以下、Cu：2.0%以下、Cr：20.0～30.0%、Ni：7.00～12.00%、N：0.100～0.350%、O：0.02～0.14%、sol. Al：0.040%以下、並びに、Mo：1.00～4.00%及びW：1.00～4.00%のうちの1種以上を含有し、残部はFe及び不純物からなる溶接金属を形成する工程とを備える。
- [0010] 本実施形態による溶接継手は、母材と、溶接金属とを備える。母材は、質量％で、10.5%以上のCrを含有する。溶接金属は、質量％で、C：0.080%以下、Si：0.20～1.00%、Mn：8.00%以下、P：0.040%以下、S：0.0100%以下、Cu：2.0%以下、Cr：20.0～30.0%、Ni：7.00～12.00%、N：0.100～0.350%、O：0.02～0.14%、sol. Al：0.040%以下、並びに、Mo：1.00～4.00%及びW：1.00～4.00%のうちの1種以上を含有し、残部はFe及び不純物からなる。溶接金属中において、0.5mm以上の大きさのブローホールは5個／100mm以下で

ある。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]図1は、GMA溶接により溶接金属を製造した場合の、シールドガス中のCO₂ガスの含有量（体積％）に対する、溶接金属中のブローホールの個数（個／100mm）及び酸素含有量（％）を示す図である。

[図2]図2は、溶接金属中の酸素含有量（％）と－30℃の吸収エネルギー（J）との関係を示す図である。

[図3]図3は、ブローホールの測定方法を説明するための溶接継手の斜視図である。

[図4]図4は、溶接継手部からシャルピー衝撃試験片を採取する位置を示す図である。

発明を実施するための最良の形態

[0012] 以下、本発明の実施の形態を詳しく説明する。化学組成の元素に関する％は、特に断りがない限り、質量％を意味する。

[0013] 本発明者らは、ステンレス溶接継手をGMA溶接により作製する際に溶接金属に対して種々の実験と詳細な検討を行い、以下の知見を得た。

[0014] （A）高強度を得るために、溶接金属は二相ステンレス鋼であるのが好ましい。さらに、溶接金属の窒素含有量は、0.100～0.350％と高い方が好ましい。N含有量が高ければ、溶接金属の強度が高まり、溶接継手は優れた強度を得ることができる。

[0015] （B）しかしながら、GMA溶接により溶接金属を製造する場合、溶接金属の窒素含有量が高ければ、ブローホールがさらに発生しやすくなる。溶接金属中に発生した窒素ガスが、冷却後も外部に排出されることなく溶接金属内に残存し、ブローホールを形成するためと考えられる。したがって、高窒素の溶接金属をGMA溶接で形成する場合は特に、通常の高窒素の溶接金属と比較して、ブローホールがより発生しやすい。

[0016] （C）上述の高窒素二相ステンレス鋼からなる溶接金属を製造するために、1～2体積％又は35～50体積％のCO₂を含有し、残部が不活性ガスか

らなるシールドガスを用いてGMA溶接を実施する。この場合、ブローホールの発生が抑制され、高強度及び高靱性の溶接金属が得られる。以下、詳細を説明する。

[0017] 図1は、GMA溶接により溶接金属を製造した場合の、シールドガス中のCO₂ガスの含有量（体積％）に対する、溶接金属中のブローホールの個数（個／100mm）及び酸素含有量（％）を示す図である。図1は次の方法により得られた。

[0018] 種々の体積率のCO₂を含有し、残部が不活性ガスであるArからなる複数のシールドガスを準備した。各シールドガスを用いてGMA溶接を実施し、上記化学組成の高窒素二相ステンレス鋼からなる溶接金属を含む溶接継手を製造した。母材には、後述する化学組成の範囲内のマルテンサイト系ステンレス鋼又は二相ステンレス鋼を使用した。

[0019] 製造された溶接継手の溶接金属内のブローホールの個数を、後述の方法によりカウントした。さらに、製造された溶接金属内の酸素含有量をJIS Z 2613に基づくガス分析方法により定量し、図1を得た。

[0020] 図1の横軸はシールドガス中のCO₂の含有量（体積％）である。図1中の「●」は、溶接金属中のブローホールの個数（個／100mm）を示す。「○」は、溶接金属中の酸素含有量（質量％）を示す。

[0021] 図1を参照して、シールドガスがCO₂を含有せず、Arのみである場合、ブローホール個数は多かった。一方、シールドガス中のCO₂が1～2体積％となったとき、ブローホール個数は急激に減少し、5個／100mm以下となった。さらに、シールドガス中のCO₂の体積率が増加すると、ブローホール個数は再び急激に増加した。しかしながら、CO₂の体積率が10％以上となると、CO₂の体積率の増加とともに、ブローホール個数は再び急激に減少した。そして、CO₂が35体積％以上となったとき、ブローホール個数は再び5個／100mm以下となった。

[0022] このような現象は、シールドガス中のCO₂の体積率が、アークの安定性及び溶接金属の粘性に影響するためと考えられる。具体的には、CO₂が1～2

体積％である場合、アークが安定するため、ブローホールの発生が抑制される。 CO_2 ガスが2体積％よりも高くなると、アークが不安定になるため、ブローホールが急激に増加する。しかしながら、 CO_2 が10体積％を超えると、 CO_2 量の増大に伴い溶接金属中に含まれる炭素(C)含有量が増大する。そのため、溶接金属中の粘性が低下し、溶融時に生成される気泡が外部に放出され易くなる。その結果、ブローホール数が再び減少する。そして、 CO_2 が35体積％以上になると、ブローホール個数は再び5個/100mm以下になる。

[0023] 以上のとおり、シールドガス中の CO_2 の体積率が1～2％又は35％以上であれば、溶接金属中のブローホール数が低く抑えられ、5個/100mm以下になる。

[0024] ブローホール数が少ないだけでなく、靱性にも優れた溶接金属を得るためには、シールドガス中の CO_2 の体積率を50％以下にするのが好ましい。図2は、図1の試験により製造された溶接継手における、溶接金属の酸素含有量(％)と -30°C の吸収エネルギー(J)との関係を示す図である。図2は、後述するシャルピー衝撃試験を実施することにより得られた。

[0025] 図2を参照して、溶接金属中の酸素量の上昇とともに、溶接金属の吸収エネルギーは低下する。破面を観察した結果、延性破面が確認されたため、吸収エネルギーの低下は、脆化によるものではなく、溶接金属中の酸素に起因するものであると考えられる。溶接金属中の酸素量が増大すれば、破壊の起点となる酸化物の発生量が増大し、吸収エネルギーが低下するものと推定される。

[0026] -30°C の吸収エネルギーが27J以上であれば、溶接金属が実用上十分に優れた靱性を有するといえることができる。図2を参照して、溶接金属の酸素含有量が0.14％以下であれば、吸収エネルギーは27J以上になる。溶接金属内の酸素含有量は、GMA溶接時のシールドガス中の CO_2 含有量に依存する。図1の「○」を参照して、シールドガス中の CO_2 の含有量が50％以下であれば、製造された溶接金属内の酸素含有量は0.14％以下になり、良好な靱性が得られる。

[0027] したがって、1～2体積%又は35～50体積%のCO₂を含有し、残部が不活性ガスからなるシールドガスを用いてGMA溶接を実施すれば、ブローホールの発生が抑制され、高強度及び高靱性の溶接金属を備えた溶接継手を製造できる。

[0028] 以上の知見に基づいて、本実施形態による溶接継手の製造方法は完成した。以下、溶接継手の製造方法について説明する。

[0029] [製造方法]

溶接継手は、母材と、溶接金属とを備える。溶接継手はたとえば、鋼管同士又は鋼板同士を互いの端部で溶接したものである。鋼管は継目無鋼管であってもよいし、溶接鋼管であってもよい。

[0030] 本実施形態の溶接継手の製造方法は、母材を準備する工程（準備工程）と、母材に対してGMA溶接を実施する工程（溶接工程）とを備える。

[0031] [準備工程]

質量%で10.5%以上のCrを含有する母材を準備する。Cr含有量を10.5%以上としたのは、耐食性を得るためである。好ましくは、母材は、マルテンサイト系ステンレス鋼、又は、二相ステンレス鋼である。

[0032] [母材がマルテンサイト系ステンレス鋼である場合]

母材がマルテンサイト系ステンレス鋼である場合、好ましくは、母材は次の化学組成を有する。

[0033] C : 0.001～0.100%

炭素（C）は鋼の強度を高める。しかしながら、C含有量が高すぎれば、溶接後の溶接熱影響部の硬さが高くなりすぎ、靱性および耐応力腐食割れ性が低下する。したがってC含有量は0.001～0.100%以下である。C含有量の好ましい下限は0.002%であり、さらに好ましくは0.003%である。C含有量の好ましい上限は0.07%であり、さらに好ましくは0.05%である。

[0034] Si : 0.050～1.00%

珪素（Si）は、鋼を脱酸する。しかしながら、Si含有量が高すぎれば

、鋼の靱性が低下する。したがって、S i 含有量は0.050～1.00%以下である。S i 含有量の好ましい下限は0.10%であり、さらに好ましくは0.15%である。S i 含有量の好ましい上限は0.80%であり、さらに好ましくは0.60%である。

[0035] Mn : 0.10～1.50%

マンガン (Mn) は上記のS iと同様に、鋼を脱酸する。Mnはさらに、鋼を強化する。しかしながら、Mn含有量が高すぎれば、耐応力腐食割れ性が低下する。このため、Mn含有量は、0.10～1.50%である。Mn含有量の好ましい下限は0.13%であり、さらに好ましくは0.15%である。Mn含有量の好ましい上限は、1.40%であり、さらに好ましくは1.30%である。

[0036] P : 0.040%以下

燐 (P) は不純物である。Pは、熱間加工性を低下したり、溶接時の高温割れ感受性を高めたりする。したがって、P含有量は少ない方が好ましい。P含有量は、0.040%以下である。好ましいP含有量は0.030%以下であり、さらに好ましくは0.025%以下である。

[0037] S : 0.0100%以下

硫黄 (S) は不純物である。SはPと同様に、熱間加工性を低下したり、溶接時の高温割れ感受性を高めたりする。したがって、S含有量は少ない方が好ましい。S含有量は、0.0100%以下である。好ましいS含有量は0.0050%以下であり、さらに好ましくは0.0020%以下である。

[0038] Ni : 0.50～10.00%

Cu : 0.01～2.00%

ニッケル (Ni) 及び銅 (Cu) はいずれも、母材の靱性と湿潤炭酸ガス環境下での耐食性を高める。しかしながら、これらの元素の含有量が高すぎれば、その効果が飽和し製造コストが高くなる。したがって、Niは0.50～10.00%、Cuは0.01～2.00%とするのがよい。Ni含有量の好ましい下限は1.00%であり、さらに好ましくは2.00%である。

。Ni含有量の好ましい上限は9.50%であり、さらに好ましくは9.00%である。Cu含有量の好ましい下限は0.013%であり、さらに好ましくは0.015%である。Cu含有量の好ましい上限は1.95%であり、さらに好ましくは1.90%である。

[0039] Cr: 10.50~14.00%

クロム(Cr)は炭酸ガス環境下における鋼の耐食性を高める。一方、Cr含有量が高すぎれば、鋼の強度を調整しにくい。したがって、Cr含有量は10.50~14.00%である。Cr含有量の好ましい下限は11.00%であり、さらに好ましくは11.50%である。Cr含有量の好ましい上限は13.80%であり、さらに好ましくは13.50%である。

[0040] Mo: 0.10~4.00%

W: 0.20~6.00%

モリブデン(Mo)、タングステン(W)は、湿潤炭酸ガス環境下における鋼の耐食性と耐応力腐食割れ性を高める。しかしながら、これらの元素含有量が高すぎれば、上記効果は飽和し、製造コストが高くなる。したがって、Mo含有量は0.10~4.00%であり、W含有量は0.20~6.00%である。Mo含有量の好ましい下限は0.30%であり、さらに好ましくは0.50%である。Mo含有量の好ましい上限は3.80%であり、さらに好ましくは3.50%である。W含有量の好ましい下限は0.30%であり、さらに好ましくは0.50%である。W含有量の好ましい上限は5.50%であり、さらに好ましくは5.00%である。母材は、Mo及びWのうちの1種以上を含有する。

[0041] sol. Al: 0.040%以下

アルミニウム(Al)はSiと同様に鋼を脱酸する。しかしながら、Al含有量が高すぎれば、窒化アルミニウム(AlN)が形成され、鋼の靱性及び耐食性が低下する。したがって、sol. Al含有量は0.040%以下である。sol. Al含有量の好ましい下限は0.003%であり、さらに好ましくは0.005%である。sol. Al含有量の好ましい上限は0.

0.35%であり、さらに好ましくは0.30%である。

[0042] N : 0.1%以下

母材がマルテンサイト系ステンレス鋼である場合、窒素 (N) は不純物である。Nは、鋼の靱性を低下する。したがって、N含有量は低い方が好ましい。N含有量は、0.1%以下である。

[0043] 母材の残部は、Fe及び不純物からなる。ここでいう不純物は、鋼の原料として利用される鉱石やスクラップ、又は、製造工程の種々の要因により混入される元素を意味する。

[0044] [母材が二相ステンレス鋼である場合]

母材が二相ステンレス鋼である場合、好ましくは、母材は次の化学組成を有する。

[0045] C : 0.03%以下

炭素 (C) は、オーステナイトを安定化する。しかしながら、C含有量が高すぎれば、炭化物が析出しやすくなり、耐食性が低下する。したがって、C含有量は、0.03%以下である。C含有量の好ましい上限は、0.025%であり、さらに好ましくは0.02%である。

[0046] Si : 0.20~1.00%

珪素 (Si) は、溶接時の溶融金属の流動性の低下を抑制し、溶接欠陥の生成を抑制する。しかしながら、Si含有量が高すぎれば、シグマ相 (σ 相) に代表される金属間化合物が生成されやすくなる。したがって、Si含有量は、0.20~1.00%である。Si含有量の好ましい下限は0.25%であり、さらに好ましくは、0.30%である。Si含有量の好ましい上限は0.80%であり、さらに好ましくは、0.60%である。

[0047] Mn : 8.00%以下

マンガン (Mn) は、必須元素である。Mnは鋼を脱硫及び脱酸し、鋼の熱間加工性を高める。Mnはさらに、窒素 (N) の溶解度を高める。しかしながら、Mn含有量が高すぎれば、耐食性が低下する。したがって、Mn含有量は、8.00%以下である。Mn含有量の好ましい下限は、0.03%

であり、さらに好ましくは、0.05%である。Mn含有量の好ましい上限は7.50%であり、さらに好ましくは、5.00%である。

[0048] P : 0.040%以下

燐(P)は不純物である。Pは、鋼の耐食性及び靱性を低下する。したがって、P含有量は低い方が好ましい。P含有量は、0.040%以下である。好ましいP含有量は0.030%以下であり、さらに好ましくは0.025%以下である。

[0049] S : 0.0100%以下

硫黄(S)は不純物である。Sは、鋼の熱間加工性を低下する。Sはさらに、硫化物を形成する。硫化物は、孔食の発生起点となるため、鋼の耐孔食性を低下する。したがって、S含有量は低い方が好ましい。S含有量は、0.0100%以下である。好ましいS含有量は、0.0050%以下であり、さらに好ましくは0.0020%以下である。

[0050] Cu : 0.20~4.00%

銅(Cu)は、高温塩化物環境下において、不動態皮膜を強化し、耐SCC性を含む耐食性を高める。Cuはさらに、大入熱溶接時に、母材中に極微細に析出し、フェライト／オーステナイト相境界での σ 相の析出を抑制する。しかしながら、Cu含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性が低下する。したがって、Cu含有量は0.20~4.00%である。Cu含有量の好ましい下限は0.23%であり、さらに好ましくは0.25%である。Cu含有量の好ましい上限は3.50%であり、さらに好ましくは3.00%である。

[0051] Ni : 4.00~8.00%

ニッケル(Ni)はオーステナイトを安定化する。Niはさらに、鋼の靱性を高め、鋼の耐SCC性を含む耐食性を高める。しかしながら、Ni含有量が高すぎれば、 σ 相に代表される金属間化合物が生成されやすくなる。したがって、Ni含有量は、4.00~8.00%である。Ni含有量の好ましい下限は4.50%であり、さらに好ましくは、5.00%である。Ni

含有量の好ましい上限は7.80%であり、さらに好ましくは7.50%である。

[0052] Cr: 20.0~30.0%

クロム (Cr) は、鋼の耐食性を高め、特に、高温塩化物環境下において、鋼の耐SCC性を高める。しかしながら、Cr含有量が高すぎれば、 σ 相に代表される金属間化合物が生成される。そのため、鋼の溶接性が低下し、熱間加工性が低下する。したがって、Cr含有量は、20.0~30.0%である。Cr含有量の好ましい下限は21.0%であり、さらに好ましくは、22.0%である。Cr含有量の好ましい上限は29.0%であり、さらに好ましくは、28.0%である。

[0053] Mo: 0.50~4.00%

W: 0.01~4.00%

モリブデン (Mo)、タングステン (W) は母材の湿潤炭酸ガス環境下での耐食性と耐応力腐食割れ性を高める。しかしながら、Mo含有量が高すぎれば、 σ 相に代表される金属間化合物が生成される。そのため、鋼の溶接性が低下し、熱間加工性が低下する。したがって、Mo含有量は、0.50~4.00%である。W含有量が高すぎれば、その効果は飽和し、製造コストが高くなる。したがって、W含有量は0.01~4.00%とするのがよい。なおこれらの元素は、いずれか一種を単独または2種以上を複合添加してもよい。

[0054] N: 0.100~0.350%

窒素 (N) は、強力なオーステナイト形成元素であり、鋼の熱的安定性及び耐食性を高める。二相ステンレス鋼である母材は、フェライト形成元素であるCrとMoとを含有する。母材内のフェライト量とオーステナイト量のバランスを考慮すれば、N含有量は0.100%以上である。しかしながら、N含有量が高すぎれば、溶接欠陥であるブローホールが発生する。N含有量が高すぎればさらに、溶接時に窒化物が生成されやすくなり、鋼の靱性及び耐食性が低下する。したがって、N含有量は、0.100~0.350%

である。N含有量の好ましい下限は0.130%であり、さらに好ましくは、0.160%である。N含有量の好ましい上限は0.340%であり、さらに好ましくは0.330%である。

[0055] sol. Al : 0.040%以下

アルミニウム (Al) は必須元素である。Alは鋼を脱酸する。一方、Alが過剰に含有されれば、窒化アルミニウム (AlN) を形成し、鋼の靱性及び耐食性を低下する。したがって、 sol. Al 含有量は、0.040%以下である。 sol. Al 含有量の好ましい下限は0.003%であり、さらに好ましくは0.005%である。 sol. Al 含有量の好ましい上限は0.035%であり、さらに好ましくは、0.030%である。

[0056] 母材の残部は、Fe及び不純物からなる。

[0057] [母材が二相ステンレス鋼である場合の選択元素]

二相ステンレス鋼である母材は、Feに代えて、以下の第1群～第3群のうちの少なくとも1群から選択される1種又は2種以上の元素を含有してもよい。つまり、第1群～第3群の元素は、必要に応じて含有可能な選択元素である。

[0058] 第1群 : V : 1.50%以下

第2群 : Ca : 0.0200%以下、Mg : 0.0200%以下及びB : 0.0200%以下

第3群 : 希土類元素 (REM) : 0.2000%以下

以下、これらの選択元素について詳述する。

[0059] [第1群]

V : 1.50%以下

バナジウム (V) は、選択元素である。Vは、鋼の耐食性を高め、特に、酸性環境下での耐食性を高める。より具体的には、VがMo及びCuと共に含有されれば、鋼の耐隙間腐食性が高まる。Vが少しでも含有されれば、上記効果が得られる。しかしながら、V含有量が高すぎれば、鋼中のフェライト量が過剰に増加し、鋼の耐食性が低下する。したがって、V含有量は1.

50%以下である。V含有量の好ましい上限は、1.30%である。V含有量の好ましい下限は、0.05%以上である。

[0060] [第2群]

Ca : 0.0200%以下

Mg : 0.0200%以下

B : 0.0200%以下

カルシウム (Ca)、マグネシウム (Mg) 及びボロン (B) は、いずれも選択元素である。Ca、Mg 及びBはいずれも、鋼中のS及びO (酸素) を固定して、鋼の熱間加工性を高める。母材のS含有量は少ない。したがって、Ca、Mg 及びBが含有されていなくても、鋼の熱間加工性は高い。しかしながら、たとえば、傾斜圧延法により継目無鋼管を製造する場合、さらに高い熱間加工性が求められる場合がある。Ca、Mg 及びBからなる群から選択される1種又は2種以上を含有すれば、さらに高い熱間加工性が得られる。これらの元素のいずれかが少しでも含有されれば、上記効果が得られる。

[0061] しかしながら、これらの元素含有量が高すぎれば、非金属介在物 (Ca、Mg 及びBの酸化物及び硫化物等) が増加する。非金属介在物は孔食の起点となるため、鋼の耐食性が低下する。したがって、Ca含有量は0.0200%以下、Mg含有量は、0.0200%以下、B含有量は0.0200%以下である。

[0062] 好ましくは、Ca、Mg 及びBの少なくとも1種の含有量又は2種以上の合計の含有量が、 $S \text{ (質量\%)} + 1 / 2 \times O \text{ (質量\%)}$ 以上である。この場合、上記効果が特に有効に得られる。

[0063] Ca、Mg 及びBのうちの2種類以上を含有する場合、それらの元素の好ましい合計含有量は0.04%以下である。Ca、Mg 及びB全てを含有する場合、それらの元素の好ましい合計含有量は、0.06%以下である。

[0064] [第3群]

希土類元素 (REM) : 0.2000%以下

希土類元素（REM）は、選択元素である。REMは、Ca、Mg及びBと同様に、鋼中のS及びO（酸素）を固定して、鋼の熱間加工性を高める。しかしながら、REM含有量が高すぎる場合、非金属介在物（希土類元素の酸化物及び硫化物等）が増加し、鋼の耐食性が低下する。したがって、REM含有量は、0.2000%以下である。上記効果を顕著に得るためには、REM含有量がS（質量%）+1/2×O（質量%）以上であるのが好ましい。しかしながら、REMが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。

[0065] REMとは、ランタノイドの15元素と、Y及びScとを含む総称である。これらの元素の1種又は2種以上が含有される。REMの含有量は、上述の1種又は2種以上の元素の総含有量を意味する。

[0066] [溶接工程]

上述の母材を準備した後、母材に対してGMA溶接を実施して、溶接金属を形成する。

[0067] 後述の溶接金属の化学組成が得られるように化学組成が調整された溶接材を準備する。溶接材はたとえばワイヤである。

[0068] 準備された溶接材を用いて、GMA溶接を実施する。はじめに、GMA溶接機を準備する。GMA溶接機は、送給装置と、溶接トーチを備える。送給装置は、シールドガス及び溶接材を溶接トーチに供給する。溶接トーチは溶接材（ワイヤ）と母材との間にアークを発生させる。このとき、溶接材が溶融し、溶接金属が形成される。

[0069] GMA溶接に利用するシールドガスは、1～2体積%又は35～50体積%のCO₂ガスを含有し、残部が不活性ガスからなる。不活性ガスはたとえばArである。シールドガスは、上記組成以外に、不純物を含んでもよい。このような組成のシールドガスを使用することにより、上述のとおりブローホールが抑制され、優れた強度及び靱性を備えた溶融金属が形成される。

[0070] 以上の工程により、母材と、溶接金属とを備えた溶接継手が製造される。溶接工程により形成される溶接金属は、二相ステンレス鋼であり、次の化学

組成を有する。

[0071] C : 0.080%以下

炭素 (C) は、溶接金属中のオーステナイトを安定化する。一方、C含有量が高すぎれば、炭化物が析出しやすくなり、耐食性が低下する。したがって、C含有量は、0.080%以下である。C含有量の好ましい上限は0.075%であり、さらに好ましくは0.070%である。

[0072] Si : 0.20~1.00%

珪素 (Si) は、溶接時に溶融金属を脱酸する。Siはさらに、溶接金属の強度を高める。一方、Si含有量が高すぎれば、溶接金属の靱性が低下する。したがって、Si含有量は、0.20~1.00%である。Si含有量の好ましい下限は0.25%であり、さらに好ましくは、0.30%である。Si含有量の好ましい上限は0.80%であり、さらに好ましくは、0.60%である。

[0073] Mn : 8.00%以下

マンガン (Mn) は必須元素である。Mnは、溶接時に溶融金属を脱酸する。Mnはさらに、溶接金属の強度を高める。一方、Mn含有量が高すぎれば、溶接金属の耐食性が低下する。したがって、Mn含有量は、8.00%以下である。Mn含有量の好ましい下限は0.25%であり、さらに好ましくは、0.50%である。Mn含有量の好ましい上限は7.00%であり、さらに好ましくは、6.00%である。

[0074] P : 0.040%以下

燐 (P) は不純物である。Pは、溶接金属の靱性を低下し、溶接金属の高温割れ感受性を高める。したがって、P含有量は少ない方が好ましい。P含有量は、0.040%以下である。好ましいP含有量は、0.030%以下であり、さらに好ましくは0.020%以下である。

[0075] S : 0.0100%以下

硫黄 (S) は不純物である。Sは、溶接金属の延性と耐食性を低下し、溶接金属の高温割れ感受性を高める。したがって、S含有量は少ない方が好ま

しい。S含有量は、0.0100%以下である。好ましいS含有量は0.005%以下であり、さらに好ましくは、0.002%以下である。

[0076] Cu : 2.0%以下

銅 (Cu) は、必須元素である。Cuは、高温塩化物環境下において、不動態皮膜を強化し、耐SCC性を含む耐食性を高める。一方、Cu含有量が高すぎれば、溶接金属の高温割れ感受性が高まる。したがって、Cu含有量は、2.0%以下である。好ましいCu含有量は、2.0%未満である。Cu含有量の好ましい下限は0.1%であり、さらに好ましくは、0.15%である。Cu含有量の好ましい上限は1.0%であり、さらに好ましくは、0.8%である。

[0077] Ni : 7.00~12.00%

ニッケル (Ni) は溶接金属中のオーステナイトを安定化し、溶接金属の靱性を高める。一方、Ni含有量が高すぎれば、溶接金属中のフェライト量が過剰に低下し、二相ステンレス鋼の基本的な機械特性が得られにくくなる。Ni含有量が高すぎればさらに、 σ 相が析出しやすくなる。したがって、Ni含有量は、7.00~12.00%である。Ni含有量の好ましい下限は、8.00%であり、さらに好ましくは、Ni含有量は8.00%よりも高い。Ni含有量の好ましい上限は11.00%であり、さらに好ましくは、10.00%である。

[0078] Cr : 20.0~30.0%

クロム (Cr) は、溶接金属の耐食性を高め、特に、高温塩化物環境下において、溶接金属の耐SCC性を高める。一方、Cr含有量が高すぎれば、 σ 相が析出しやすくなる。したがって、Cr含有量は、20.0~30.0%である。Cr含有量の好ましい下限は21.0%である。Cr含有量の好ましい上限は29.0%であり、さらに好ましくは、28.0%である。

[0079] Mo : 1.00~4.00%

W : 1.00~4.00%

モリブデン (Mo) 及びタングステン (W) は母材の湿潤炭酸ガス環境下

での耐食性と耐応力腐食割れ性とを向上する。一方、Mo含有量が高すぎれば、溶接金属にシグマ相 (σ 相) が析出しやすくなる。したがって、Mo含有量は、1.00~4.00%である。W含有量が高すぎればその効果は飽和し、これ以上の含有はコスト上昇を招くだけである。したがって、W含有量は1.00~4.00%である。本実施形態による溶接金属は、Mo及びWのうち、少なくとも1種以上を含有する。

[0080] N : 0.100~0.350%

窒素 (N) は、固溶強化により鋼の強度を高める。Nはさらに、強力なオーステナイト形成元素であり、溶接金属の耐食性を高める。一方、N含有量が高すぎれば、溶接欠陥であるブローホールが発生する。したがって、N含有量は、0.100~0.350%である。N含有量の好ましい上限は0.300%であり、さらに好ましくは、0.250%である。

[0081] sol. Al : 0.040%以下

アルミニウム (Al) は、必須元素である。Alは、溶接時に溶融金属を脱酸する。一方、sol. Al含有量が高すぎれば、Alは粗大な酸化物系の介在物を形成し、溶接金属の靱性を低下する。したがって、sol. Al含有量は、0.040%以下である。sol. Al含有量の好ましい下限は0.003%であり、さらに好ましくは0.005%である。sol. Al含有量の好ましい上限は0.035%であり、さらに好ましくは、0.030%である。

[0082] O (酸素) : 0.02~0.14%

酸素 (O) は、不純物である。Oは、酸化系介在物を形成し、溶接金属の靱性を低下する。したがって、O含有量はなるべく少ない方が好ましい。

[0083] しかしながら、GTA溶接と異なり、GMA溶接では、シールドガス中に酸素成分を含有しない場合、アークが安定せず良好な溶接金属が得られない。本実施形態では、GMA溶接が実施されるため、溶接金属には0.02%以上の酸素が含有される。

[0084] 本実施形態の溶接金属の残部は、Fe及び不純物からなる。

[0085] [強度、靱性及びブローホール数]

上述の製造方法により製造された溶接金属は、700 MPa以上の引張強度を有し、 -30°C の吸収エネルギーは27 J以上になる。さらに、溶接金属中において、0.5 mm以上の大きさのブローホールは5個/100 mm以下である。

[0086] ブローホールの測定方法は、次のとおりである。図3を参照して、溶接継手10の溶接金属30の軸方向Y（長手方向、つまり、溶接金属の延びる方向）に100 mmの範囲の領域（つまり、領域面積は、軸方向に100 mm×溶接金属幅W30（mm）となる）を選択する。選択された領域に対して、JIS Z3104に基づく放射線透過試験を実施して透過画像を得る。得られた透過画像中において、0.5 mm以上の大きさのブローホールの個数をカウントする。ここで、「0.5 mm以上のブローホール」とは、透過画像中の各ブローホールにおいて、最大径（長径）が0.5 mm以上となるものを意味する。

[0087] 好ましくは、母材の厚み（板厚又は肉厚）は5～50 mmである。この厚み範囲内では特に、上述の製造方法により、溶接金属中のブローホール数を低く抑えることができる。

[0088] 本実施形態の溶接金属の製造方法では、上述のとおり特定の含有量の CO_2 ガスと不活性ガスとを含有するシールドガスを用いてGMA溶接を実施する。これにより、製造された溶接継手の溶接金属中のブローホール数が抑制され、優れた強度及び靱性が得られる。

実施例

[0089] 表1に示す化学組成を有し、厚さが10～30 mmの複数の母材（鋼板）を準備した。

[0090]

[表1]

TABLE1

母材 番号	化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	N	solAl	Others
1	0.014	0.52	0.97	0.021	0.0002	2.44	5.03	25.00	1.10	0.03	0.1890	0.014	0.0023%B及び0.0023%Ca
2	0.023	0.45	1.20	0.023	<0.001	0.30	5.18	22.86	3.18	0.05	0.1764	0.010	0.01%V及び0.001%REM
3	0.016	0.30	0.48	0.024	0.0002	0.61	6.64	24.84	3.10	2.12	0.2864	0.012	-
4	0.014	0.26	0.35	0.011	0.0005	0.02	6.54	12.04	2.45	-	0.0120	0.030	-
5	0.006	0.22	0.45	0.017	0.0006	0.05	6.56	12.08	2.43	-	0.0058	0.030	-

[0091] 母材番号 1 ～ 3 の母材は、二相ステンレス鋼であった。二相ステンレス鋼は石油関連用途の油井管やラインパイプに使用されるいわゆるスーパー二相ステンレス鋼および二相ステンレス鋼（J I S SUS 3 2 9 J 2 L 相当）であった。母材番号 4 及び 5 は、マルテンサイト系ステンレス鋼であり、石油関連用途に使用される 1 3 C r 鋼であった。各母材の化学組成はいずれも、上述の好ましい化学組成の範囲内であった。

[0092] 各母材番号の母材に開先を設け、表 2 に示す溶接条件にて G M A 溶接を実施し、表 3 に示す化学組成の溶接金属を備える各継手番号の溶接継手を得た。溶接ワイヤはいずれも外径 1 . 2 m m の線材であった。溶接条件を種々変化させ、入熱量は 8 k J / c m となるように設定した。

[0093]

[表2]

TABLE2

溶接継手No.	使用した 母材番号	板厚(mm)	シールドガス組成割合	
			CO ₂	Ar
1-1	1	10	2	98
1-2	1	10	40	60
1-3	1	10	2	98
1-4	1	10	2	98
1-5	1	20	40	60
2-1	2	10	2	98
2-2	2	10	2	98
2-3	2	10	40	60
2-4	2	10	50	50
3-1	3	10	2	98
3-2	3	10	35	65
4-1	4	10	50	50
4-2	4	30	2	98
5-1	5	10	1	99
1-6	1	10	<u>25</u>	<u>75</u>
1-7	1	10	<u>30</u>	<u>70</u>
1-8	1	10	2	98
2-5	2	10	<u>10</u>	<u>90</u>
2-6	2	10	<u>0</u>	<u>100</u>
3-3	3	10	<u>5</u>	<u>95</u>
3-4	3	10	<u>55</u>	<u>45</u>
4-3	4	10	<u>20</u>	<u>80</u>
4-4	4	10	2	98
4-5	4	10	<u>3</u>	<u>97</u>
5-2	5	10	1	99
5-3	5	10	<u>60</u>	<u>40</u>
5-4	5	10	2	98

[表3]

TABLE3

	継手 番号	母材 番号	化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)												
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	N	SoIAl	O
本発明例	1-1	1	0.020	0.37	1.41	0.011	0.002	0.42	8.06	22.59	2.66	0.01	0.132	0.012	0.034
	1-2	1	0.032	0.29	0.54	0.006	0.002	0.77	8.28	25.78	2.72	1.74	0.238	0.015	0.125
	1-3	1	0.022	0.41	1.57	0.013	0.002	0.32	8.21	22.20	2.75	—	0.103	0.011	0.072
	1-4	1	0.035	0.35	0.56	0.007	0.002	0.72	8.99	25.50	2.83	1.85	0.177	0.007	0.066
	1-5	1	0.072	0.31	0.54	0.006	0.002	0.65	8.22	25.25	2.75	1.88	0.212	0.008	0.132
	2-1	2	0.022	0.42	1.64	0.011	0.002	0.31	8.09	22.40	3.02	0.01	0.101	0.013	0.025
	2-2	2	0.033	0.32	0.62	0.008	0.001	0.48	8.64	25.33	3.01	1.80	0.175	0.009	0.041
	2-3	2	0.061	0.44	1.61	0.012	0.002	0.22	8.12	22.40	3.02	0.01	0.101	0.009	0.128
	2-4	2	0.075	0.35	0.78	0.009	0.001	0.42	8.64	25.33	3.05	1.85	0.175	0.008	0.131
	3-1	3	0.031	0.28	0.52	0.005	0.002	0.42	8.76	25.67	2.99	2.03	0.177	0.014	0.052
	3-2	3	0.044	0.31	1.51	0.012	0.001	0.44	8.06	22.50	2.81	0.01	0.178	0.012	0.128
	4-1	4	0.025	0.26	1.47	0.006	0.002	0.31	8.05	21.65	2.89	0.02	0.110	0.003	0.137
	4-2	4	0.041	0.33	0.58	0.007	0.001	0.41	8.55	25.10	3.03	1.66	0.181	0.009	0.042
	5-1	5	0.034	0.30	0.55	0.007	0.002	0.45	8.89	25.53	2.94	1.66	0.166	0.009	0.022
	1-6	1	0.062	0.41	1.51	0.011	0.002	3.42	8.11	22.41	2.71	0.01	0.112	0.010	0.115
比較例	1-7	1	0.077	0.29	0.51	0.006	0.002	0.71	8.81	25.10	2.75	1.74	0.199	0.007	0.121
	1-8	1	0.031	0.49	1.52	0.010	0.003	2.61	3.88	20.40	2.03	0.01	0.116	0.008	0.051
	2-5	2	0.042	0.31	0.58	0.007	0.002	0.49	12.8	25.40	2.97	1.92	0.178	0.010	0.073
	2-6	2	0.015	0.32	0.52	0.008	0.001	0.71	8.55	25.12	2.92	1.81	0.171	0.012	0.008
	3-3	3	0.030	0.28	0.50	0.010	0.002	0.46	4.02	25.60	3.10	2.13	0.167	0.018	0.066
	3-4	3	0.035	0.28	0.50	0.005	0.002	3.51	8.61	25.65	3.10	2.03	0.177	0.005	0.147
	4-3	4	0.055	0.30	0.51	0.007	0.002	0.43	9.03	25.53	2.91	1.73	0.166	0.019	0.104
	4-4	4	0.048	0.50	0.53	0.006	0.002	0.42	8.66	25.50	4.54	1.83	0.169	0.003	0.044
	4-5	4	0.033	0.30	0.54	0.006	0.002	0.43	8.85	25.53	3.02	1.67	0.166	0.013	0.051
	5-2	5	0.052	0.32	0.51	0.007	0.002	0.31	8.88	32.80	3.01	1.92	0.175	0.010	0.031
	5-3	5	0.071	0.32	0.52	0.008	0.001	0.28	9.01	25.10	2.88	1.88	0.154	0.005	0.152
	5-4	5	0.023	0.40	1.51	0.006	0.001	0.22	12.2	22.20	2.15	0.01	0.020	0.010	0.028

[0095] 製造された各継手番号の溶接継手を用いて、次の評価試験を実施した。

[0096] [ブローホール測定試験]

溶接後、各継手番号の溶接継手の溶接金属に対して、上述した放射線透過試験を実施し、ブローホールの個数（個／100mm）をカウントした。

[0097] [シャルピー衝撃試験]

各溶接継手の溶接金属の靱性を、次の方法で評価した。溶接継手から、図4に示すシャルピー衝撃試験片（Vノッチ試験片）を採取した。図4に示すとおり、試験片のVノッチ20は、溶接継手10の溶接金属30の中央部に位置した。Vノッチ試験片は、幅10mm、厚さ10mm、長さ55mm、ノッチ深さ2mmであった。

[0098] Vノッチ試験片を用いて、JIS Z2242に基づいて、-30℃にてシャルピー衝撃試験を実施し、吸収エネルギーを求めた。

[0099] [引張試験]

各溶接継手から、JIS Z2201に規定される5号試験片を採取した。試験片の長手方向は、溶接進行方向と直行する方向であった。また、試験片の平行部の中央は、溶接金属が位置し、その両側に溶接熱影響部と母材が順次位置した。室温（25℃）において引張試験を実施し、引張強度（MPa）を得た。

[0100] [σ 相の面積率測定試験]

各溶接継手の断面を鏡面研磨し、エッチングした。エッチングした後、500倍の光学顕微鏡を用いて、エッチングされた断面のうち、溶接金属を画像解析した。画像解析に利用された溶接金属の面積は1視野あたり40000 μm^2 であった。4視野について、画像解析を実施した。画像解析により、各視野の溶接金属内の σ 相の面積率（％）を求めた。4視野の σ 相の面積率の平均を、継手番号の σ 相の面積率（％）と定義した。 σ 相の面積率が0.5％以上である場合、 σ 相が析出したと判断した。 σ 相の面積率が0.5％未満である場合、 σ 相が析出していないと判断した。

[0101] [高温割れ試験]

各溶接継手から、溶接線と直交する断面ミクロ組織観察用試験片を採取した。採取された試験片の表面を鏡面研磨し、エッチングした。エッチングされた試験片の表面を、500倍の光学顕微鏡を用いて観察した。そして、溶接金属内に高温割れが発生したか否かを目視により判断した。

[0102] [試験結果]

表4の上述の評価試験の結果を示す。

[0103]

[表4]

TABLE4

継手番号	高温割れ	酸素量(%)	吸収 エネルギー(J)	ブローホール数 (個/100mm)	引張強度 (MPa)	σ 相	備考
1-1	無し	0.034	105	1	820	無し	本発明例
1-2	無し	0.125	33	1	902	無し	本発明例
1-3	無し	0.072	91	2	818	無し	本発明例
1-4	無し	0.066	96	0	910	無し	本発明例
1-5	無し	0.132	38	1	908	無し	本発明例
2-1	無し	0.025	120	2	832	無し	本発明例
2-2	無し	0.041	108	1	897	無し	本発明例
2-3	無し	0.128	34	2	788	無し	本発明例
2-4	無し	0.131	30	0	917	無し	本発明例
3-1	無し	0.052	110	2	921	無し	本発明例
3-2	無し	0.128	33	4	801	無し	本発明例
4-1	無し	0.137	30	1	905	無し	本発明例
4-2	無し	0.042	111	2	899	無し	本発明例
5-1	無し	0.022	121	1	911	無し	本発明例
1-6	<u>有り</u>	0.115	46	<u>8</u>	811	無し	比較例
1-7	無し	0.121	37	<u>7</u>	899	無し	比較例
1-8	<u>有り</u>	0.051	<u>22</u>	1	821	無し	比較例
2-5	無し	0.073	<u>20</u>	<u>30</u>	902	<u>有り</u>	比較例
2-6	無し	<u>0.008</u>	—	<u>22</u>	—	無し	比較例
3-3	無し	0.066	<u>25</u>	<u>10</u>	911	無し	比較例
3-4	<u>有り</u>	<u>0.147</u>	<u>15</u>	0	883	無し	比較例
4-3	無し	0.104	55	<u>15</u>	899	無し	比較例
4-4	無し	0.044	<u>25</u>	0	901	<u>有り</u>	比較例
4-5	無し	0.051	99	<u>9</u>	888	無し	比較例
5-2	無し	0.031	<u>23</u>	1	897	<u>有り</u>	比較例
5-3	無し	<u>0.152</u>	<u>14</u>	0	902	無し	比較例
5-4	無し	0.028	130	0	<u>650</u>	無し	比較例

[0104] 表4を参照して、継手番号1-1～1-5、2-1～2-4、3-1～3-2、4-1～4-2及び5-1では、シールドガスの組成が適切であった。そのため、表3に示すとおり、これらの継手番号の溶接金属の化学組成は

適切であった。さらに、ブローホール数は5個／100mm以下であった。

さらに、引張強度は700MPa以上であり、 -30°C での吸収エネルギーは27J以上であった。さらに、シグマ相や高温割れは観察されなかった。

[0105] 一方、継手番号1-6では、溶接金属中のCu含有量が高かった。そのため、高温割れが観察された。さらに、シールドガス中の CO_2 含有量が適切ではなかった。そのため、ブローホール数が5個／100mmを超えた。

[0106] 継手番号1-7では、溶接金属の化学組成は適切であった。しかしながら、シールドガス中の CO_2 含有量が適切ではなかった。そのため、ブローホール数が5個／100mmを超えた。

[0107] 継手番号1-8では、溶接金属中のCu含有量が高かった。そのため、高温割れが観察された。さらにNi含有量が低かった。そのため、吸収エネルギーが低かった。

[0108] 継手番号2-5では、溶接金属中のNi含有量が高かった。そのため、吸収エネルギーが低く、 σ 相が観察された。さらに、シールドガス中の CO_2 含有量が適切ではなかった。そのため、ブローホール数が5個／100mmを超えた。

[0109] 継手番号2-6では、シールドガス中に CO_2 が含有されなかった。そのため、ブローホール数が5個／100mmを超えた。なお、継手番号2-6の溶接金属中の酸素含有量は低かった。

[0110] 継手番号3-3では、Ni含有量が低かった。そのため、吸収エネルギーが低かった。さらに、シールドガス中の CO_2 含有量が適切ではなかった。そのため、ブローホール数が5個／100mmを超えた。

[0111] 継手番号3-4では、Cu含有量が高かった。そのため、高温割れが観察された。さらに、シールドガス中の CO_2 含有量が高すぎた。そのため、溶接金属中の酸素含有量が高く、吸収エネルギーが低かった。

[0112] 継手番号4-3では、溶接金属の化学組成は適切であったものの、シールドガス中の CO_2 含有量が適切ではなかった。そのため、ブローホール数が5個／100mmを超えた。

- [0113] 継手番号4-4では、Mo含有量が高かった。そのため、 σ 相が観察された。さらに、吸収エネルギーが低かった。 σ 相が生成されたために靱性が低かったと考えられる。
- [0114] 継手番号4-5では、溶接金属の化学組成は適切であったものの、シールドガス中のCO₂含有量が適切ではなかった。そのため、ブローホール数が5個/100mmを超えた。
- [0115] 継手番号5-2では、Cr含有量が高かった。そのため、 σ 相が観察された。さらに、吸収エネルギーが低かった。 σ 相が生成されたために靱性が低かったと考えられる。
- [0116] 継手番号5-3では、シールドガス中のCO₂含有量が高すぎた。そのため、溶接金属中の酸素含有量が高く、吸収エネルギーが低かった。
- [0117] 継手番号5-4では、溶接金属のNi含有量が高く、N含有量が低かった。そのため、継手番号5-4の溶接金属は二相ステンレス鋼ではなく、オーステナイト系ステンレス鋼であった。継手番号5-4では、N含有量が低いためブローホールが抑えられたが、引張強度が700MPa未満と低かった。
- [0118] 以上、本発明の実施の形態を説明したが、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。よって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変形して実施することが可能である。

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で10.5%以上のCrを含有する母材を準備する工程と、
前記母材に対して、1～2体積%又は35～50体積%のCO₂を含有し、残部が不活性ガスからなるシールドガスを用いてGMA (Gas Metal Arc) 溶接を実施し、質量%で、C:0.080%以下、Si:0.20～1.00%、Mn:8.00%以下、P:0.040%以下、S:0.0100%以下、Cu:2.0%以下、Cr:20.0～30.0%、Ni:7.00～12.00%、N:0.100～0.350%、O(酸素):0.02～0.14%、sol. Al:0.040%以下、並びに、Mo:1.00～4.00%及びW:1.00～4.00%のうちの1種以上を含有し、残部はFe及び不純物からなる溶接金属を形成する工程とを備える、溶接継手の製造方法。
- [請求項2] 質量%で、10.5%以上のCrを含有する母材と、
質量%で、C:0.080%以下、Si:0.20～1.00%、Mn:8.00%以下、P:0.040%以下、S:0.0100%以下、Cu:2.0%以下、Cr:20.0～30.0%、Ni:7.00～12.00%、N:0.100～0.350%、O(酸素):0.02～0.14%、sol. Al:0.040%以下、並びに、Mo:1.00～4.00%及びW:1.00～4.00%のうちの1種以上を含有し、残部はFe及び不純物からなる溶接金属とを備え、
前記溶接金属中において、0.5mm以上の大きさのブローホールが5個/100mm以下である、溶接継手。
- [請求項3] 請求項2に記載の溶接継手であって、
前記溶接金属は、GMA (Gas Metal Arc) 溶接により形成される、溶接継手。
- [請求項4] 請求項3に記載の溶接継手であって、

前記GMA溶接では、1～2体積%又は35～50体積%のCO₂を含有し、残部が不活性ガスからなるシールドガスが利用される、溶接継手。

[請求項5] 請求項2～請求項4のいずれか1項に記載の溶接継手であって、
前記母材は、質量%で、C：0.001～0.100%、Si：0.050～1.00%、Mn：0.10～1.50%、P：0.040%以下、S：0.0100%以下、Cu：0.01～2.00%、Cr：10.50～14.00%、Ni：0.50～10.00%、N：0.1%以下、sol. Al：0.040%以下、ならびに、Mo：0.10～4.00%及びW：0.20～6.00%のうちの1種以上を含有し、残部はFe及び不純物からなるマルテンサイト系ステンレス鋼である、溶接継手。

[請求項6] 請求項2～請求項4のいずれか1項に記載の溶接継手であって、
前記母材は、質量%で、C：0.03%以下、Si：0.20～1.00%、Mn：8.00%以下、P：0.040%以下、S：0.0100%以下、Cu：0.20～4.00%、Cr：20.0～30.0%、Ni：4.00～8.00%、N：0.100～0.350%、sol. Al：0.040%以下、ならびに、Mo：0.50～4.00%及びW：0.01～4.00%のうちの1種以上を含有し、残部はFe及び不純物からなる二相ステンレス鋼である、溶接継手。

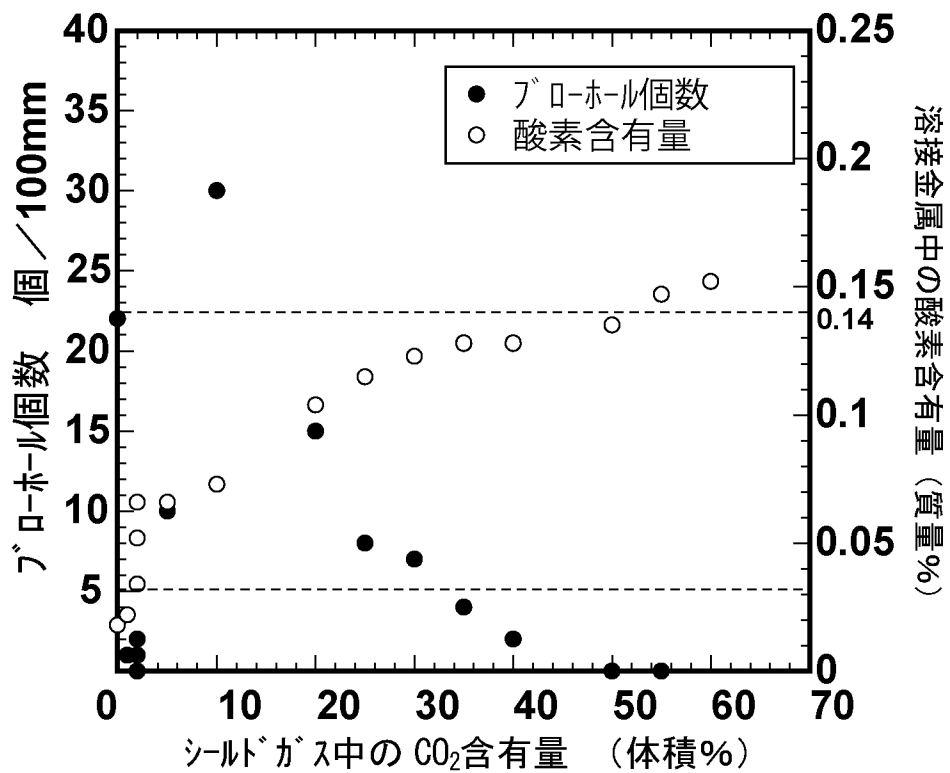
[請求項7] 請求項6に記載の溶接継手であって、
前記母材はさらに、前記Feの一部に代えて、V：1.50%以下を含有する、溶接継手。

[請求項8] 請求項6又は請求項7に記載の溶接継手であって、
前記母材はさらに、前記Feの一部に代えて、Ca：0.0200%以下、Mg：0.0200%以下及びB：0.0200%以下からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する、溶接継手。

[請求項9] 請求項6～請求項8のいずれか1項に記載の溶接継手であって、
前記母材はさらに、記F eの一部に代えて、希土類元素（R E M）
：0．2000％以下を含有する、溶接継手。

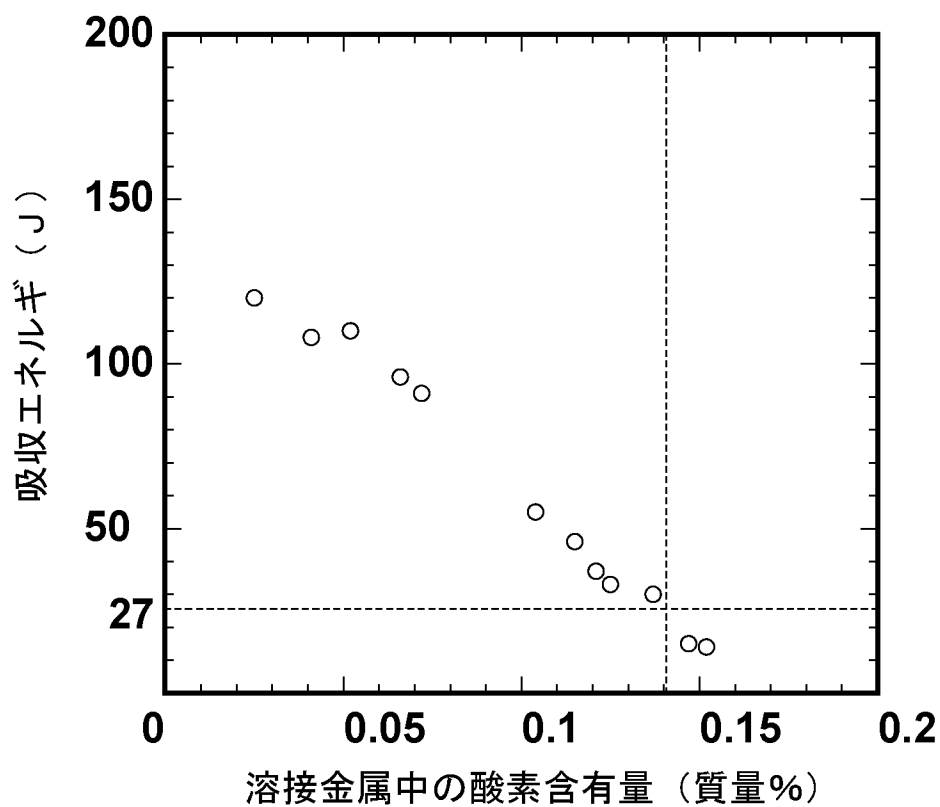
[図1]

FIG. 1



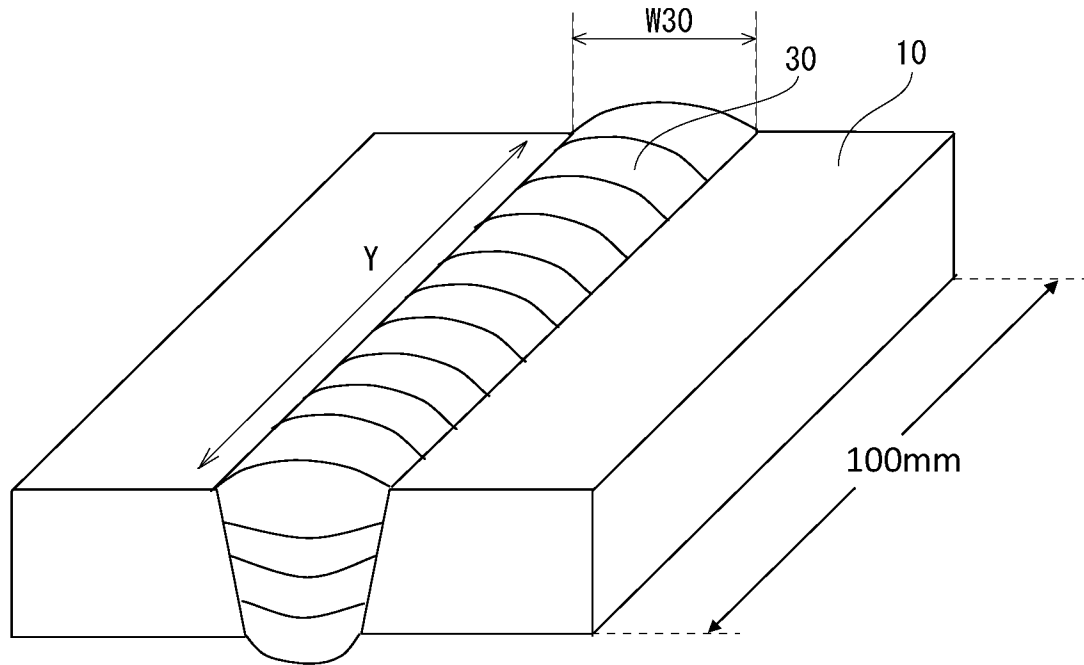
[図2]

FIG. 2



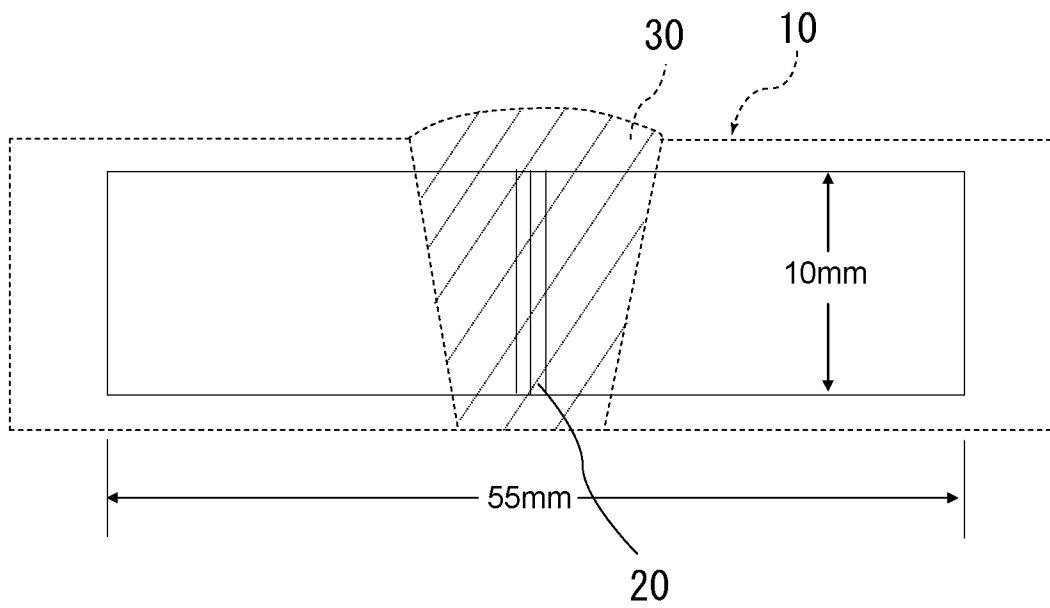
[図3]

FIG. 3



[図4]

FIG. 4



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/058954

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

B23K9/173(2006.01)i, B23K9/23(2006.01)i, B23K35/30(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/18(2006.01)i, C22C38/58(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)

B23K9/173, B23K9/23, B23K35/30, C22C38/00, C22C38/18, C22C38/58

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	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

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.
Y A	WO 98/10888 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 19 March 1998 (19.03.1998), page 18, lines 23 to 27; tables 4, 7 & US 6042782 A & EP 867256 A1 & DE 69709308 D & DE 69709308 T & NO 982150 A	1-4, 6-9 5
Y	JP 62-286677 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 12 December 1987 (12.12.1987), page 3, lower right column, lines 3 to 12 (Family: none)	1-4, 6-9



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
11 June, 2013 (11.06.13)

Date of mailing of the international search report
25 June, 2013 (25.06.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/058954

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 2007-245225 A (Iwatani Industrial Gases Corp.), 27 September 2007 (27.09.2007), paragraphs [0036], [0039] (Family: none)	1-4, 6-9
Y	JP 2006-26651 A (Iwatani Industrial Gases Corp.), 02 February 2006 (02.02.2006), fig. 1 (Family: none)	1-4, 6-9
Y	JP 53-127336 A (Nippon Metal Industry Co., Ltd.), 07 November 1978 (07.11.1978), table 2 (Family: none)	1-4, 6-9
Y	WO 2011/030709 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 17 March 2011 (17.03.2011), claims & US 2012/0177529 A1 & EP 2476771 A1 & AU 2010293591 A & CA 2770378 A & CN 102482746 A & MX 2012002870 A	6-9
A	JP 2000-288775 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 17 October 2000 (17.10.2000), entire text (Family: none)	1-9

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. B23K9/173 (2006.01)i, B23K9/23 (2006.01)i, B23K35/30 (2006.01)i, C22C38/00 (2006.01)i, C22C38/18 (2006.01)i, C22C38/58 (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. B23K9/173, B23K9/23, B23K35/30, C22C38/00, C22C38/18, C22C38/58

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 3 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 3 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 3 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
Y A	WO 98/10888 A1 (住友金属工業株式会社) 1998.03.19, 第18頁第23-27行, 【表4】, 【表7】 & US 6042782 A & EP 867256 A1 & DE 69709308 D & DE 69709308 T & NO 982150 A	1-4, 6-9 5
Y	JP 62-286677 A (住友金属工業株式会社) 1987.12.12, 第3頁右下欄第3-12行 (ファミリーなし)	1-4, 6-9
Y	JP 2007-245225 A (岩谷瓦斯株式会社) 2007.09.27, 【0036】, 【0039】 (ファミリーなし)	1-4, 6-9

☒ 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

1 1 . 0 6 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

2 5 . 0 6 . 2 0 1 3

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)

大屋 静男

3 P

3 3 3 3

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 3 6 4

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 2006-26651 A (岩谷瓦斯株式会社) 2006.02.02, 【図1】 (ファミリーなし)	1-4, 6-9
Y	JP 53-127336 A (日本金属工業株式会社) 1978.11.07, 第2表 (ファミリーなし)	1-4, 6-9
Y	WO 2011/030709 A1 (住友金属工業株式会社) 2011.03.17, 【特許請求の範囲】 & US 2012/0177529 A1 & EP 2476771 A1 & AU 2010293591 A & CA 2770378 A & CN 102482746 A & MX 2012002870 A	6-9
A	JP 2000-288775 A (住友金属工業株式会社) 2000.10.17, 全文 (ファミリーなし)	1-9