

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2008年7月24日 (24.07.2008)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2008/087807 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
B23K 35/30 (2006.01) Masaaki [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北
浜四丁目5番33号 住友金属工業株式会社内 Osaka
(JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2007/073825 (74) 代理人: 杉岡 幹二, 外(SUGIOKA, Kanji et al.); 〒
6600892 兵庫県尼崎市東難波町五丁目17番23号
杉岡特許事務所 Hyogo (JP).
- (22) 国際出願日: 2007年12月11日 (11.12.2007)
- (25) 国際出願の言語: 日本語 (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, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH,
BR, BW, BY, BZ, CA, CH, 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, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK,
SL, SM, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US,
UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2007-005326 2007年1月15日 (15.01.2007) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 住友金属
工業株式会社 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES,
LTD.) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜四
丁目5番33号 Osaka (JP).
- (72) 発明者; および (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, 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 (AT, BE, BG,
CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE,
IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK,
TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW,
ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 小薄 孝裕
(OSUKI, Takahiro) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市
中央区北浜四丁目5番33号 住友金属工業株式
会社内 Osaka (JP). 小川 和博 (OGAWA, Kazuhiro)
[JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜四丁目
5番33号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 岡
田 浩一 (OKADA, Hirokazu) [JP/JP]; 〒5410041 大阪
府大阪市中央区北浜四丁目5番33号 住友金属工
業株式会社内 Osaka (JP). 五十嵐 正晃 (IGARASHI,
— 添付公開書類:
— 国際調査報告書

(54) Title: AUSTENITIC STAINLESS STEEL WELDED JOINT AND AUSTENITIC STAINLESS STEEL WELDING MATERIAL

(54) 発明の名称: オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手およびオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料

(57) Abstract: An austenitic stainless steel welded joint where the base metal and the weld metal contain by mass C: 0.3% or below, Si: 2% or below, Mn: 0.01 to 3.0%, P: more than 0.04% to 0.3%, S: 0.03% or below, Cr: 12 to 30%, Ni: 6 to 55%, rare earth elements: more than 0.2% to 0.6%, sol. Al: 0.001 to 3% and N: 0.3% or below with the balance being Fe and impurities and satisfy the relationship: $(Cr+1.5Si+2P)/(Ni+0.31Mn+22C+14.2N+5P) < 1.388$. The welded joint is excellent in weld solidification cracking resistance, though it has a high P content and causes complete austenitic solidification. Thus, the joint is widely applicable to fields requiring welding. In the above relationship, each atomic symbol represents the content of the element by mass%.

(57) 要約: 母材および溶接金属が、質量%で、C: 0.3%以下、Si: 2%以下、Mn: 0.01~3.0%、P: 0.04%を超えて0.3%以下、S: 0.03%以下、Cr: 12~30%、Ni: 6~55%、希土類元素: 0.2%を超えて0.6%以下、sol. Al: 0.001~3%およびN: 0.3%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、かつ「 $(Cr+1.5Si+2P)/(Ni+0.31Mn+22C+14.2N+5P) < 1.388$ 」の式を満足するオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手は、P含有量が高く、完全オーステナイト凝固するにも拘わらず、耐溶接凝固割れ性に優れている。このため、溶接施工が要求される用途に幅広く適用することができる。なお、上記の式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

WO 2008/087807 A1

明 細 書

オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手およびオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料

技術分野

[0001] 本発明は、オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手およびオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料に関する。詳しくは、鋼管、鋼板等として、高温強度と耐食性が求められる用途に幅広く適用できることはもちろん、0.04%を超える高い量のPを含むにも拘わらず優れた耐溶接凝固割れ性も有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手およびオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料に関する。

背景技術

[0002] オーステナイト系ステンレス鋼は、例えば、JIS G 4304(2005)に規定されたSU S304やSUS316、SUS310S等のように、CrおよびNiを主要元素とした耐食性に優れた材料である。

[0003] しかしながら、いずれのオーステナイト系ステンレス鋼にも構成元素の含有量には制限が設けられており、特に不純物元素であるPは一般に0.045%以下に規制されているのが現状である。さらに、その溶接に用いる溶接材料として、例えばJIS G 4316(1991)では、オーステナイト系の溶接用ステンレス鋼線材のPはさらに低い0.030%以下に規制されている。

[0004] 一方、本来不純物元素であるPを高濃度で含有させると、 $M_{23}C_6$ 炭化物の微細化による析出硬化に寄与し、クリープ強度が向上することが知られている。

[0005] このため、例えば、特許文献1～3に、高い濃度でPを含有させた技術が提案されている。

[0006] すなわち、特許文献1に、Pを0.05～0.40%含有させて、Pの析出硬化促進作用によって著しく高温強度を高めた「弃用耐熱鋼の改良」が開示されている。

[0007] また、特許文献2に、Cの含有量を0.01%以下とした極低炭素のオーステナイト系ステンレス鋼に0.03～0.08%のPを含有させた「クリープ強度に優れたオーステナイト系ステンレス鋼」が開示されている。

- [0008] さらに、特許文献3に、Pを0.05～0.30%含有させた高温強度に優れた「オーステナイト系ステンレス鋼」が開示されている。
- [0009] このように、Pを高濃度で含有させると、 $M_{23}C_6$ 炭化物の微細化に寄与しクリープ強度を高めることができる。
- [0010] しかしながら、特に、SUS310Sのような完全オーステナイト凝固するオーステナイト系ステンレス鋼におけるP含有量の増加は、溶接性の低下を招いてしまう。すなわち、特に溶接凝固過程の終了期に近い、主として結晶粒界に膜状の液相が存在する段階において、凝固収縮または熱収縮により加わる歪みが溶接金属の変形能以上になった場合に生じる割れ(以下、「溶接凝固割れ」という。)の発生を著しく増加させてしまう。
- [0011] このため、多量のP含有は、特に、完全オーステナイト凝固するオーステナイト系ステンレス鋼の場合には、溶接性という観点からの制限を受けることになり、例えば、非特許文献1において、Pの含有量は厳しく制限すべきであることが示されている。
- [0012] 特許文献1で開示された技術は、排気弁やストップバルブ弁等の用途には好適であるものの、Pを多量に含有させることによる溶接凝固割れ感受性の著しい増大に関しては何の配慮もなされていない。したがって、溶接を必要とするような鋼材としての使用は極めて困難であり、特に、完全オーステナイト凝固するようなオーステナイト系ステンレス鋼材として用いることはできないものであった。
- [0013] また、特許文献2には、溶接性を損なわないためにPの含有量の上限を0.08%にすることが記載されているだけであって、初晶オーステナイト凝固特に完全オーステナイト凝固するようなオーステナイト系ステンレス鋼の溶接凝固割れ感受性の低減について配慮すべきことは全く記載されていない。したがって、特許文献2で開示されたオーステナイトステンレス鋼を、特に、完全オーステナイト凝固するようなオーステナイト系ステンレス鋼材として用いることはできなかった。
- [0014] 特許文献3で開示された技術は、確かに、鋼管、鋼板、棒鋼、鋳鋼品、鍛鋼品等として、高温強度と耐食性が求められる用途に幅広く適用することができるものである。しかしながら、完全オーステナイト凝固するようなオーステナイト系ステンレス鋼における高P化に伴う溶接凝固割れについての検討は十分にはなされていない。したが

って、特許文献3で開示されたオーステナイト系ステンレス鋼を、完全オーステナイト凝固するオーステナイト系ステンレス鋼材として用いた場合、必ずしも優れた耐溶接凝固割れ性が確保できるというものではなかった。

[0015] 特許文献1:特公昭37-17113号公報

特許文献2:特開昭62-267454号公報

特許文献3:WO2006/106944号公報

非特許文献1:Y. Arata, F. Matsuda and S. Katayama:Transactions of J WRI, Vol. 6-1(1977)pp105-116

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0016] 本発明の目的は、P含有量が高く、しかも、完全オーステナイト凝固するにも拘わらず、溶接性、なかでも耐溶接凝固割れ性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手とオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0017] 本発明者らは、従来クリープ強度の向上等鉄鋼材料の特性に良い影響を及ぼすことが知られているにも拘わらず、溶接凝固割れ感受性を著しく増大させるためにその含有量が抑制されていたPを高い濃度で含み、かつ完全オーステナイト凝固するオーステナイト系ステンレス鋼について、溶接凝固割れを防止して良好な溶接性を具備させることを目的に種々の検討を実施した。

[0018] なお、溶接凝固割れは、前述のように、溶接凝固中のデンドライト間に残存する液相が低温域まで膜状に残存する場合に、付加される応力に耐えられずに生じる割れである。

[0019] そして、P含有量の増加によって溶接凝固割れ感受性が増大する、つまり、溶接凝固割れの発生が多くなるのは、Pが凝固中の液相に著しく濃化して液相の凝固完了温度を大きく低下させるため、液相がより低温域まで残存することに起因するものである。

[0020] このため、不純物元素として含まれるPに起因する溶接凝固割れの発生低減のための研究が種々行われているものの、Pはオーステナイト中にはほとんど固溶しない

ため、初晶オーステナイト凝固する場合はもちろんのこと、完全オーステナイトにて凝固する場合に至っては溶接凝固割れ感受性を著しく増大させてしまう。

[0021] このため、特に完全オーステナイト凝固するステンレス鋼ではP含有量に対する規制が設けられており、例えば、上記完全オーステナイト凝固するオーステナイト系ステンレス鋼の代表鋼種であるJIS G 4304(2005)に規定されたSUS310Sでは、Pの含有量は0.045%以下に制限され、その溶接に用いられる溶接材料は溶接凝固割れを配慮し、JIS G 4316(1991)ではさらに低い0.030%以下に制限されているのが実状である。

[0022] しかしながら、前述のとおり、Pはクリープ強度等を向上させる元素として知られているため、完全オーステナイト凝固するステンレス鋼に対して凝固割れ感受性の低減が可能となった場合、例えば高温環境下で使用されるボイラや化学プラントの素材として使用されるオーステナイト系ステンレス鋼の著しい高機能化、すなわち優れた高温強度および組織安定性等の確保に大いに寄与できると考えられる。

[0023] そこで、本発明者らは、Pを高い濃度で含み、完全オーステナイト凝固するオーステナイト系ステンレス鋼の溶接凝固割れ感受性の低減の可能性について調査を行った。

[0024] 先ず、本発明者らは、溶接凝固中にオーステナイトに固溶しないために液相中へ著しく濃化したPを燐化物として固定し、これを液相中から晶出させれば、たとえ最も凝固割れ感受性の高い完全オーステナイト凝固する場合であっても、凝固割れ感受性に大きな影響を及ぼす液相を早期に消失させることができると考え、Pとの親和力が大きくPを固定化する能力の高い元素について検討した。

[0025] その結果、希土類元素(以下、「REM」ともいう。)がPとの親和力が大きい元素であること、すなわち、P固定化能が非常に高い元素であるとの知見が得られた。

[0026] なお、「REM」とは、Sc、Yおよびランタノイドの合計17元素の総称である。

[0027] そこで本発明者らは、次に、燐化物の晶出を考慮したマイクロ偏析計算モデルを作成して、Pの凝固割れ感受性に対する悪影響を無害化するために必要なREMの含有量を予測した。

[0028] その結果、REMの含有量が0.2%を超えて0.6%以下の範囲であれば、液相の

早期晶出が促進され、凝固割れ感受性を低減することが可能となる場合のあることが判明した。

[0029] なお、上記REMの含有量とは、REMの中の1種または2種以上の元素の合計含有量を指す。

[0030] そこでさらに、本発明者らは、実際にPを質量%で、0.1%含有する種々の完全オーステナイト凝固するオーステナイト系ステンレス鋼を作製し、REMの含有量を変化させた場合の溶接凝固割れ感受性について詳細な調査を行った。

[0031] その結果、Pの影響を含めた下記の(1)式または(2)式を満足させることによって完全オーステナイト凝固するように成分設計された高Pのオーステナイト系ステンレス鋼の場合には、数値計算により予測された「0.2%を超えて0.6%以下」という適正量のREMを含有しておれば、完全オーステナイト凝固下で、0.1%という高い量のPを含有する場合でも溶接凝固割れの発生を抑制できることが判明した。

[0032] $(Cr + 1.5 \times Si + 2 \times P) / (Ni + 0.31 \times Mn + 22 \times C + 14.2 \times N + 5 \times P) < 1.388 \dots (1)$ 、

$(Cr + 1.5 \times Si + 2 \times Nb + Ti + 2 \times P) / (Ni + 0.31 \times Mn + 22 \times C + 14.2 \times N + Cu + 5 \times P) < 1.388 \dots (2)$ 。

ここで(1)式および(2)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

[0033] 本発明は、上記の知見に基づいて完成されたものであり、その要旨は、下記(1)および(2)に示すオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手、ならびに(3)および(4)に示すオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料にある。

[0034] (1)母材および溶接金属が、質量%で、C:0.3%以下、Si:2%以下、Mn:0.01~3.0%、P:0.04%を超えて0.3%以下、S:0.03%以下、Cr:12~30%、Ni:6~55%、希土類元素:0.2%を超えて0.6%以下、sol. Al:0.001~3%およびN:0.3%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、かつ下記(1)式を満足することを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手。

$(Cr + 1.5 \times Si + 2 \times P) / (Ni + 0.31 \times Mn + 22 \times C + 14.2 \times N + 5 \times P) < 1.388 \dots (1)$ 。

ここで(1)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

[0035] (2) Feの一部に代えて、質量%で、さらに、下記第1群および第2群の中から選ばれた1種または2種以上の元素を含有し、かつ下記(2)式を満足することを特徴とする請求項1に記載のオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手。

$$(\text{Cr} + 1.5 \times \text{Si} + 2 \times \text{Nb} + \text{Ti} + 2 \times \text{P}) / (\text{Ni} + 0.31 \times \text{Mn} + 22 \times \text{C} + 14.2 \times \text{N} + \text{Cu} + 5 \times \text{P}) < 1.388 \dots (2)$$

ここで(2)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

第1群: Mo: 5%以下、W: 10%以下でかつMo + (W/2): 5%以下、Ti: 3%以下、Nb: 1.5%以下、Ta: 8%以下、V: 1.5%以下、Zr: 1%以下、Hf: 1%以下、B: 0.03%以下、Cu: 3%以下およびCo: 5%以下の1種または2種以上、

第2群: Ca: 0.05%以下およびMg: 0.05%以下の1種または2種。

[0036] (3) 質量%で、C: 0.3%以下、Si: 2%以下、Mn: 0.01~3.0%、P: 0.04%を超えて0.3%以下、S: 0.03%以下、Cr: 12~30%、Ni: 6~55%、希土類元素: 0.2%を超えて0.6%以下、sol. Al: 0.001~3%およびN: 0.3%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、かつ下記(1)式を満足することを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料。

$$(\text{Cr} + 1.5 \times \text{Si} + 2 \times \text{P}) / (\text{Ni} + 0.31 \times \text{Mn} + 22 \times \text{C} + 14.2 \times \text{N} + 5 \times \text{P}) < 1.388 \dots (1)$$

ここで(1)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

[0037] (4) Feの一部に代えて、質量%で、さらに、下記第1群および第2群の中から選ばれた1種または2種以上の元素を含有し、かつ下記(2)式を満足することを特徴とする請求項3に記載のオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料。

$$(\text{Cr} + 1.5 \times \text{Si} + 2 \times \text{Nb} + \text{Ti} + 2 \times \text{P}) / (\text{Ni} + 0.31 \times \text{Mn} + 22 \times \text{C} + 14.2 \times \text{N} + \text{Cu} + 5 \times \text{P}) < 1.388 \dots (2)$$

ここで(2)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

第1群: Mo: 5%以下、W: 10%以下でかつMo + (W/2): 5%以下、Ti: 3%以下、Nb: 1.5%以下、Ta: 8%以下、V: 1.5%以下、Zr: 1%以下、Hf: 1%以下、B: 0.03%以下、Cu: 3%以下およびCo: 5%以下の1種または2種以上、

第2群: Ca: 0.05%以下およびMg: 0.05%以下の1種または2種。

[0038] 以下、上記(1)および(2)に示すオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手、ならびに(3)および(4)に示すオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料に係る発明を、それぞれ、「本発明(1)」～「本発明(4)」という。また、総称して「本発明」ということがある。

[0039] 本発明でいう「希土類元素(REM)」は、Sc、Yおよびランタノイドの合計17元素の総称であり、REMの含有量はREMの中の1種または2種以上の元素の合計含有量を指す。

発明の効果

[0040] 本発明のオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手は、P含有量が高く、しかも、完全オーステナイト凝固するにも拘わらず、溶接凝固割れの発生を抑制できるので、溶接施工が要求される用途に幅広く適用することができる。また、本発明のオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料は、上記のオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手を作製するのに最適である。

発明を実施するための最良の形態

[0041] 以下、本発明のオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手および溶接材料における成分元素の限定理由について詳しく説明する。なお、以下の説明において、各元素の含有量の「%」表示は「質量%」を意味する。

[0042] C:0.3%以下

Cは、オーステナイトを安定化させる元素であり、引張強度やクリープ強度を高める作用も有する。しかしながら、Cの含有量が過剰になり、特に、0.3%を超えると、溶接凝固割れ感受性が增大するとともに耐食性の著しい劣化をきたす。したがって、Cの含有量を0.3%以下とした。

[0043] Cの上記したオーステナイトの安定化作用と引張強度やクリープ強度を高める作用を確保するためには、その含有量の下限は0.05%とすることが好ましい。

[0044] なお、優れた耐食性が要求される場合、Cの含有量を低減することで耐粒界腐食性を高めることができ、高い温度領域でも使用可能となるので、高温領域で使用されかつ高い耐食性が要求される場合にはCの含有量の上限は低減する方が好ましい。

[0045] したがって、オーステナイトの安定化、引張強度やクリープ強度の確保、良好な耐食性の確保という観点からのCの好ましい含有量は0.06%を超えて0.25%以下で

あり、さらに好ましい含有量は0.07～0.15%である。

[0046] Si:2%以下

Siは、オーステナイト系ステンレス鋼の溶製時に脱酸作用を有し、また耐酸化性および耐水蒸気酸化性等を高めるのに有効な元素である。前記の効果を得るためには、Siは0.1%以上含有させるのが望ましい。しかしながら、その含有量が過剰になり、特に、2%を超えると、溶接凝固割れ感受性を著しく増大させるし、Siがフェライトを安定化させる元素であるために安定して完全オーステナイト凝固させてオーステナイト単相組織にすることが困難となる。したがって、Siの含有量は2%以下とした。なお、Siの好ましい含有量は1%以下である。

[0047] Mn:0.01～3%

Mnは、オーステナイトを安定化させる元素であるとともに、オーステナイト系ステンレス鋼中に不純物として含まれるSによる熱間加工脆性の抑制の他、溶製時の脱酸効果に有効な元素である。このような効果を得るためには、Mnは0.01%以上含有させる必要がある。しかしながら、その含有量が3%を超えると、 σ 相等の金属間化合物相の析出を助長し、高温環境下で使用した場合には、高温における組織安定性の劣化に起因した靱性や延性の低下を生じる。したがって、Mnの含有量は0.01～3%とした。なお、Mnの含有量は0.05～2%であればより好ましく、0.1～1.5%であればさらに好ましい。

[0048] P:0.04%を超えて0.3%以下

Pは、溶接凝固割れ感受性を著しく増大させる元素として知られており、特に完全オーステナイト凝固する場合にはその影響はより顕著となる。このため、従来、Pの含有量には規制が設けられてきたが、0.04%を超えてPを含有させれば炭化物の微細析出に寄与し、例えば高温環境下にて使用する場合のクリープ強度を向上させる等、材料の特性を向上させる効果が得られる。

[0049] なお、本発明においては、後述する量のREMを含有させることによって、完全オーステナイト凝固下における溶接凝固割れ感受性増大に及ぼすPの悪影響を排除しているものの、Pの含有量が多量にも過剰になり、特に、0.3%を超えると、クリープ延性の低下等の悪影響を避けられない。

[0050] したがって、Pの含有量を0.04%を超えて0.3%以下とした。なお、Pの好ましい含有量は0.05%を超えて0.25%以下であり、さらに好ましい含有量は0.08%を超えて0.2%以下である。

[0051] S:0.03%以下

Sは、オーステナイト系ステンレス鋼を溶製する際に原料などから混入してくる不純物元素であり、その含有量が多くなると、耐食性の低下を招くとともに、熱間加工性と溶接性も劣化させ、特に、Sの含有量が0.03%を超えると、耐食性の低下、熱間加工性と溶接性の劣化が著しくなる。したがって、Sの含有量は0.03%以下とした。なお、Sの含有量は可能な限り低減することが望ましいので、0.01%以下とすればさらに好ましく、0.005%以下とすれば極めて好ましい。

[0052] Cr:12~30%

Crは、オーステナイト系ステンレス鋼の表面に薄い酸化皮膜を形成することによって、耐酸化性、耐水蒸気酸化性、耐高温腐食性等を確保させるための必須の元素である。前記した効果を得るためには、Crの含有量は12%以上とする必要がある。なお、Crの含有量が多いほど耐食性は向上するが、Crがフェライトを安定化させる元素であるために、その含有量が30%を超えると、オーステナイト組織が不安定となって σ 相等の金属間化合物や α -Cr相を生成しやすくなるので、靱性や高温強度の劣化が生じる。したがって、Crの含有量は12~30%とした。なお、Crの好ましい含有量は15~28%であり、さらに好ましい含有量は18~26%である。

[0053] Ni:6~55%

Niは、安定なオーステナイト組織を確保するために必須の元素であり、その必要最少含有量は、オーステナイト系ステンレス鋼中に含まれるCr、Mo、W、Nb等のフェライト生成元素やMn、C、N等のオーステナイト生成元素の含有量によって定まる。

[0054] 本発明では12%以上のCrを含有させる必要があり、このCr量に対してNiの含有量が6%未満の場合には、完全オーステナイト凝固させてオーステナイト単相組織にすることが困難となる。一方、Niの含有量が55%を超える場合、オーステナイトに固溶し難いPの液相中への濃化が著しくなるため、溶接凝固割れ感受性の増大を招く。したがって、Niの含有量は6~55%とした。なお、Niの好ましい含有量は10~40

%であり、さらに好ましい含有量は15%を超えて30%以下である。

[0055] REM:0.2%を超えて0.6%以下

REMは、本発明において最も重要な元素の一つである。REMはPとの親和力が大きいため、今まで規制の設けられていた量を超えるPを含有する場合であっても、溶接凝固中に液相中へ濃化したPと結びついて燐化物として晶出し、液相の早期消失を促進することで溶接凝固割れ感受性を著しく低減することが可能となる。

[0056] 既に述べたPの含有量範囲内で、上記したREMの効果を発揮させるためには、0.2%を超える量のREMを含有させることが必要である。一方、REMの含有量が0.6%を超えると、REM燐化物の晶出による液相の早期消失効果が著しく低下し、却って溶接凝固割れ感受性が大きくなり、加えて、REM燐化物の晶出量が増加するために熱間加工性の著しい低下をきたす。

[0057] したがって、REMの含有量を0.2%を超えて0.6%以下とした。なお、REMの好ましい含有量は0.3%を超えて0.6%以下である。

[0058] sol. Al:0.001~3%

Alは、オーステナイト系ステンレス鋼の溶製時に脱酸作用を有する。この効果を発揮させるためにはAlをsol. Al(「酸可溶性Al」)として0.001%以上含有させる必要がある。しかし、sol. AlとしてのAlの含有量が3%を超えると、高温での使用中に σ 相等の金属間化合物の析出を促進し、靱性や延性、高温強度を低下させる。したがって、sol. Alの含有量は0.001~3%とした。なお、sol. Alの含有量は0.005~2%であればより好ましく、0.01~1%であればさらに好ましい。

[0059] N:0.3%以下

Nは、オーステナイトを安定化させる元素であり、クリープ強度を高める作用を有する。しかしながら、Nの含有量が過剰になると熱間加工性および冷間加工性の低下をきたし、特に、0.3%を超えると、熱間加工性および冷間加工性の低下が著しくなる。したがって、Nの含有量を0.3%以下とした。なお、Nの好ましい含有量は0.1%以下であり、さらに好ましい含有量は0.03%以下である。

[0060] $(Cr+1.5\times Si+2\times P)/(Ni+0.31\times Mn+22\times C+14.2\times N+5\times P)$ の値:1.388未満

上述した範囲のCからNまでの元素を含有し、残部がFeおよび不純物からなるオーステナイト系ステンレス鋼は、「 $(Cr+1.5\times Si+2\times P)/(Ni+0.31\times Mn+22\times C+14.2\times N+5\times P)$ 」の値が1.388未満であれば、つまり(1)式を満たせば、完全オーステナイト凝固してオーステナイト単相組織になる場合であっても、溶接凝固割れを確実に安定して抑制できる。

[0061] 上記の理由から、本発明(1)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手は、母材および溶接金属が、上述した範囲のCからNまでの元素を含有し、残部はFeおよび不純物からなり、かつ前記(1)式を満たすことと規定した。

[0062] 同じ理由で、本発明(3)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料は、上述した範囲のCからNまでの元素を含有し、残部はFeおよび不純物からなり、かつ前記(1)式を満たすことと規定した。

[0063] なお、本発明(1)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手は、その母材および溶接金属のFeの一部に代えて、また、本発明(3)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料は、そのFeの一部に代えて、それぞれ、必要に応じてさらに、下記第1群および第2群の中から選ばれた1種または2種以上の元素を含有させることができる。

第1群:Mo:5%以下、W:10%以下でかつ $Mo+(W/2)$:5%以下、Ti:3%以下、Nb:1.5%以下、Ta:8%以下、V:1.5%以下、Zr:1%以下、Hf:1%以下、B:0.03%以下、Cu:3%以下およびCo:5%以下の1種または2種以上、

第2群:Ca:0.05%以下およびMg:0.05%以下の1種または2種。

[0064] すなわち、前記第1群および第2群のグループのうちの元素の1種または2種以上を任意元素として含有させてもよい。

[0065] 以下、上記の任意元素に関して説明する。

[0066] 第1群:Mo:5%以下、W:10%以下でかつ $Mo+(W/2)$:5%以下、Ti:3%以下、Nb:1.5%以下、Ta:8%以下、V:1.5%以下、Zr:1%以下、Hf:1%以下、B:0.03%以下、Cu:3%以下およびCo:5%以下の1種または2種以上

第1群の元素であるMo、W、Ti、Nb、Ta、V、Zr、Hf、B、CuおよびCoは、高温強度を高める作用を有するので、この効果を得るために上記の元素を含有させてもよ

い。以下、第1群の元素について詳しく説明する。

[0067] Mo:5%以下、W:10%以下でかつ $Mo + (W/2) : 5\%$ 以下

MoおよびWは、高温強度の向上に有効な元素である。Moには、耐孔食性高める作用もある。上記の効果を確実に得るには、MoとWをそれぞれ単独で含有させる場合、含有量はそれぞれ0.05%以上とし、両元素を複合して含有させる場合は $Mo + (W/2)$ で0.05%以上とすることが好ましい。しかしながら、単独で含有させる場合、MoおよびWをそれぞれ、5%および10%を超えて含有させても、また、複合して含有させる場合、 $Mo + (W/2)$ で5%を超えるMoとWを含有させても、前記の効果が飽和してコストが嵩むうえに、MoおよびWがフェライトを安定化させる元素であるために、 σ 相等の金属間化合物の生成を誘発し、組織安定性および熱間加工性の劣化を招く。したがって、含有させる場合のMoおよびWの含有量は、Mo:5%以下、W:10%以下でかつ $Mo + (W/2) : 5\%$ 以下とした。MoとWをそれぞれ単独で含有させる場合の含有量は、Moは0.05~5%、また、Wは0.05~10%とすることが好ましく、一方、両元素を複合して含有させる場合の含有量は、 $Mo + (W/2)$ で0.05~5%とすることが好ましい。

[0068] なお、上述のとおり、MoおよびWはフェライト形成元素であるため、オーステナイト組織の安定化のためには、MoとWをそれぞれ単独で含有させる場合の含有量は、Moは0.05%以上4%未満、また、Wは0.05%以上4%未満とすることがより好ましい。

[0069] Ti:3%以下

Tiは、炭化物形成元素であり、高温強度の向上に有効な元素である。Tiには、Cを固定して粒界耐食性を高める作用もある。これらの効果を確実に得るには、Tiの含有量は0.005%以上とすることが望ましい。しかしながら、Tiの含有量が3%を超えると、靱性を始めとする機械的性質の大きな劣化を招く。したがって、含有させる場合のTiの含有量は、3%以下とした。なお、含有させる場合のTiの含有量は、0.005~3%とすることが好ましく、0.01~2%であればより好ましい。含有させる場合のTiの含有量は、0.05~1%であれば極めて好ましい。

[0070] Nb:1.5%以下

Nbは、炭化物形成元素であり、高温強度の向上に有効な元素である。Nbには、Cを固定して粒界耐食性を高める作用もある。こうした効果を確実に得るには、Nbの含有量は0.05%以上とすることが望ましい。しかしながら、Nbの含有量が1.5%を超えると、靱性を始めとする機械的性質の大きな劣化を招く。したがって、含有させる場合のNbの含有量は、1.5%以下とした。なお、含有させる場合のNbの含有量は、0.05~1.5%とすることが好ましく、0.05~1%であればより好ましい。含有させる場合のNbの含有量は、0.05~0.6%であれば極めて好ましい。

[0071] Ta:8%以下

Taも炭化物形成元素であり、高温強度の向上に有効である。Taには、Cを固定して粒界耐食性を高める作用もある。これらの効果を確実に得るには、Taの含有量は0.01%以上とすることが望ましい。しかしながら、Taの含有量が8%を超えると、靱性を始めとする機械的性質の大きな劣化を招く。したがって、含有させる場合のTaの含有量は、8%以下とした。なお、含有させる場合のTaの含有量は、0.01~8%とすることが好ましく、0.01~7%であればより好ましい。含有させる場合のTaの含有量は、0.05~6%であれば極めて好ましい。

[0072] V:1.5%以下

Vは、炭化物形成元素であり、高温強度の向上に有効である。Vにも、Cを固定して粒界耐食性を高める作用もある。こうした効果を確実に得るには、Vの含有量は0.02%以上とすることが望ましい。しかしながら、Vの含有量が1.5%を超えると、靱性を始めとする機械的性質の大きな劣化を招く。したがって、含有させる場合のVの含有量は、1.5%以下とした。なお、含有させる場合のVの含有量は、0.02~1.5%とすることが好ましく、0.04~1%であればより好ましい。

[0073] Zr:1%以下

Zrは、主として粒界強化に寄与し、高温強度を向上させる。この効果を確実に得るには、Zrの含有量は0.0005%以上とすることが望ましい。しかしながら、Zrの含有量が1%を超えると、機械的性質や溶接性の劣化を招く。したがって、含有させる場合のZrの含有量は、1%以下とした。なお、含有させる場合のZrの含有量は、0.0005~1%とすることが好ましく、0.01~0.8%であればより好ましい。含有させる場

合のZrの含有量は、0.02～0.5%であれば極めて好ましい。

[0074] Hf:1%以下

Hfも主として粒界強化に寄与し、高温強度を向上させる。この効果を確実に得るには、Hfの含有量は0.0005%以上とすることが望ましい。しかしながら、Hfの含有量が1%を超えると、機械的性質や溶接性の劣化をきたす。したがって、含有させる場合のHfの含有量は、1%以下とした。なお、含有させる場合のHfの含有量は、0.0005～1%とすることが好ましく、0.01～0.8%であればより好ましい。含有させる場合のHfの含有量は、0.02～0.5%であれば極めて好ましい。

[0075] B:0.03%以下

Bは、炭窒化物中に存在して高温での使用中における炭窒化物の微細分散析出を促進するとともに、B単体で粒界に存在して粒界を強化し粒界すべりを抑制することによって、高温強度を高めるとともにクリープ強度を改善する。こうした効果を確実に得るには、Bの含有量は0.0005%以上とすることが望ましい。しかしながら、Bの含有量が0.03%を超えると、溶接性の劣化をきたす。したがって、含有させる場合のBの含有量は、0.03%以下とした。なお、含有させる場合のBの含有量は、0.0005～0.03%とすることが好ましく、0.001～0.01%であればより好ましい。含有させる場合のBの含有量は、0.001～0.005%であれば極めて好ましい。

[0076] Cu:3%以下

Cuは、オーステナイトを安定化し、かつ高温での使用中に微細なCu相としてオーステナイト母相に整合析出し、高温強度を大幅に向上させる作用を有する。上記の効果を確実に得るには、Cuの含有量は0.01%以上とすることが望ましい。しかしながら、Cuの含有量が多くなり、特に3%を超えると、熱間加工性、溶接性およびクリープ延性の低下を招く。したがって、例えば、原料コストの面からNiに代わってオーステナイトを安定化させたり一層大きな高温強度を確保することを目的として含有させる場合のCuの含有量は、3%以下とした。なお、含有させる場合のCuの含有量は、0.01～3%とすることが好ましい。含有させる場合のCu含有量の上限は、2%であればより好ましく、0.9%であれば極めて好ましい。

[0077] Co:5%以下

Coは、NiやCuと同様にオーステナイト組織を安定化し、高温強度を高める作用を有する。この効果を確実に得るには、Coの含有量は0.05%以上とすることが望ましい。しかしながら、Coの含有量が5%を超えても前記の効果は飽和し、経済性が低下するばかりである。したがって、含有させる場合のCoの含有量は、5%以下とした。なお、含有させる場合のCoの含有量は、0.05~5%とすることが好ましい。

[0078] なお、上記のMo、W、Ti、Nb、Ta、V、Zr、Hf、B、CuおよびCoは、そのうちのいずれか1種のみ、または2種以上の複合で含有させることができる。

[0079] 第2群の元素であるCaおよびMgは熱間加工性を高める作用を有するので、この効果を得るために上記の元素を含有させてもよい。以下、第2群の元素について詳しく説明する。

[0080] Ca:0.05%以下

Caは、熱間加工性を高める作用を有する。この効果を確実に得るには、Caの含有量は0.0005%以上とすることが好ましい。しかしながら、Caの含有量が0.05%を超えると、酸化物系介在物を形成し却って熱間加工性が低下し、延性の劣化も生じる。したがって、含有させる場合のCaの含有量は、0.05%以下とした。なお、含有させる場合のCaの含有量は、0.0005~0.05%とすることが好ましく、0.001~0.02%であればより好ましい。含有させる場合のCaの含有量は、0.001~0.01%であれば極めて好ましい。

[0081] Mg:0.05%以下

Mgも熱間加工性を高める作用を有する。この効果を確実に得るには、Mgの含有量は0.0005%以上とすることが好ましい。しかしながら、Mgの含有量が0.05%を超えると、酸化物系介在物を形成し却って熱間加工性が低下し、延性の劣化も生じる。したがって、含有させる場合のMgの含有量は、0.05%以下とした。なお、含有させる場合のMgの含有量は、0.0005~0.05%とすることが好ましく、0.001~0.02%であればより好ましい。含有させる場合のMgの含有量は、0.001~0.01%であれば極めて好ましい。

[0082] なお、上記のCaおよびMgは、そのうちのいずれか1種のみ、または2種の複合で含有させることができる。

[0083] $(Cr+1.5\times Si+2\times Nb+Ti+2\times P)/(Ni+0.31\times Mn+22\times C+14.2\times N+Cu+5\times P)$ の値:1.388未満

前記本発明(1)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の母材および溶接金属のFeの一部に代えて、また、本発明(3)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料のFeの一部に代えて、上記第1群および第2群の中から選ばれた1種または2種以上の元素を含有するオーステナイト系ステンレス鋼は、「 $(Cr+1.5\times Si+2\times Nb+Ti+2\times P)/(Ni+0.31\times Mn+22\times C+14.2\times N+Cu+5\times P)$ 」の値が1.388未満であれば、つまり(2)式を満たせば、完全オーステナイト凝固してオーステナイト単相組織になる場合であっても、溶接凝固割れを確実に安定して抑制できる。

[0084] 上記の理由から、本発明(2)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手および本発明(4)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料は、本発明(1)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手および本発明(3)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料のFeの一部に代えて、上記第1群および第2群の中から選ばれた1種または2種以上の元素を含有し、かつ前記(2)式を満たすことと規定した。

[0085] 本発明(1)および本発明(2)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手は、TIG溶接、MIG溶接等の種々の溶接方法で作製することができる。

[0086] なお、上記のオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の作製に用いる溶接材料としては、採用する溶接方法と溶接条件に応じて、前記の溶接金属の組成が得られる組成のものを選べばよい。

[0087] TIG溶接を採用する場合には、溶接材料の組成は実質的に溶接金属の組成と同じでよいので、例えば、本発明(1)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の作製に用いる溶接材料としては本発明(3)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料を用いるのが望ましく、また、本発明(2)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の作製に用いる溶接材料としては本発明(4)に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料を用いるのが望ましい。

[0088] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

実施例

[0089] 表1に示す化学組成を有するオーステナイト系ステンレス鋼である鋼1～9および鋼A～Eを高周波加熱真空炉を用いて溶解した後、インゴットに铸造した。

[0090] 表1中の鋼1～9は、化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼である。一方、表1中の鋼A～Eは、化学組成が本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼である。

[0091] [表1]

表 1

鋼	化学組成										成分 (質量%)										残部: Feおよび不純物			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	sol. Al	N	Nd	Ce	Cu	W	B	Nb	Ti	Ca	Mg	式の値					
1	0.10	0.28	0.80	0.10	0.001	18.39	15.34	0.023	0.007	0.51	—	—	—	0.0036	—	—	—	—	1.034					
2	0.10	0.24	0.80	0.10	0.001	19.74	29.71	0.023	0.006	0.54	—	—	—	—	—	—	—	—	0.620					
3	0.10	0.36	0.91	0.10	0.001	18.05	18.30	0.024	0.006	0.53	—	—	—	—	—	—	0.008	—	0.879					
4	0.10	0.22	0.80	0.09	0.001	17.96	17.11	0.024	0.006	0.56	—	—	—	—	0.20	—	—	—	0.939					
5	0.09	0.16	1.47	0.10	0.001	18.01	16.03	0.026	0.006	0.48	—	—	—	—	—	0.20	—	0.006	0.979					
6	0.10	0.19	0.84	0.11	0.001	18.11	15.21	0.024	0.005	0.55	—	2.94	—	—	—	—	—	—	0.877					
7	0.10	0.27	0.78	0.10	0.001	18.08	15.16	0.022	0.006	0.33	—	—	1.6	—	0.19	0.19	—	—	1.059					
8	0.10	0.31	0.77	0.11	0.002	17.85	15.02	0.024	0.009	0.50	—	—	1.7	—	0.19	0.19	—	—	1.053					
9	0.11	0.21	0.82	0.10	0.001	18.25	15.22	0.020	0.001	—	—	—	—	—	0.20	0.26	—	—	1.055					
A	0.10	0.21	0.80	0.10	0.001	17.94	15.11	0.019	0.006	*0.13	—	—	—	—	—	—	—	—	1.017					
B	0.10	0.20	0.82	0.29	0.001	18.19	10.28	0.018	0.006	*0.035	—	—	—	0.0034	0.21	0.21	—	—	1.381					
C	0.10	0.20	0.81	0.10	0.001	17.96	15.11	0.025	0.004	*1.01	—	—	—	—	—	—	—	—	1.019					
D	0.10	0.36	0.76	0.11	0.001	17.88	15.04	0.024	0.008	*0.63	—	—	1.7	—	0.19	0.19	—	—	1.059					
E	0.08	0.20	0.78	0.10	0.001	18.52	8.87	0.021	0.089	*—	—	2.95	—	0.0026	0.49	—	—	—	1.283					

式の値は、鋼2、鋼Aおよび鋼Cは $(Cr+1.5 \times Si+2 \times P) / (Ni+0.31 \times Mn+2.2 \times C+1.4. 2 \times N+5 \times P)$ の値であり、他の鋼は $(Cr+1.5 \times Si+2 \times Nb+Ti+2 \times P) / (Ni+0.31 \times Mn+2.2 \times C+1.4. 2 \times N+Cu+5 \times P)$ の値である。

*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

[0092] 得られた各インゴットを通常の方法で熱間鍛造した後、1200°Cで固溶化熱処理を

施し、突き合わせ部1.5mmの60° V開先加工が施された厚さ12mm、幅50mmおよび長さ150mmの拘束溶接割れ試験用試験片、ならびに、厚さ4mm、幅100mmおよび長さ100mmのトランスバレストレイン試験片を作製した。

[0093] なお、鋼Cおよび鋼Dは、本発明で規定する値を超える過剰なNdを含むため熱間加工性が低く、熱間鍛造時に多数の割れを生じて試験片が採取できなかった。これは、Ndの含有量が過剰のために多量のNdPが早期に晶出しすぎてしまい、液相の早期消失効果を得られず、逆に凝固割れ感受性が増大したため、またはNdPが晶出せずにNd単独の偏析も重畳したことによって、固液共存温度範囲が著しく増大してしまい凝固割れ感受性が増大したためと考えられる。そして、上記の熱間鍛造時に発生した割れは、低融点粒界の融解、すなわち、Pの著しい粒界偏析に起因した凝固割れであり、溶接試験に供するまでもなく凝固割れ感受性が著しく高いと考えられ、実用鋼として適用することは困難である。

[0094] 上記のようにして得た各オーステナイト系ステンレス鋼の拘束溶接割れ試験用試験片を用いて、周囲を拘束溶接した。また、あらかじめ各オーステナイト系ステンレス鋼の母材から作製した外径1.2mmの溶接材料(溶接ワイヤー)を使用して、溶接電流165A、溶接電圧15V、溶接速度10cm/minの条件にてTIG溶接により突き合わせ部分に対してフィラー溶接を行った。

[0095] 表2に、拘束溶接割れ試験片の溶接ビード長に対する凝固割れ発生率の測定結果を示す。ここで、溶接金属の化学組成は、TIG溶接の場合希釈はほとんど生じないため、母材と同一である。

[0096] なお、上述のとおり、鋼Cおよび鋼Dは、熱間鍛造時に割れを生じて試験片が採取できなかった。このため、拘束溶接割れ試験を実施できなかったため、表2の「拘束溶接割れ試験でのビード表面割れ率」欄は「-」と表記した。

[0097] [表2]

表 2

鋼	式の値	溶接性		備考
		拘束溶接割れ試験でのビード表面割れ率 (%)	トランスバレストレイン試験での最大割れ長さ (mm)	
1	1.034	0	0.368	本発明例
2	0.620	0	0.980	
3	0.879	0	0.607	
4	0.939	0	0.635	
5	0.979	0	0.448	
6	0.877	0	0.521	
7	1.059	0	0.889	
8	1.053	0	0.531	
9	1.055	0	0.664	
*A	1.017	0	1.58	比較例
*B	1.381	100	3.96	
*C	1.019	—	—	
*D	1.059	—	—	
*E	1.283	100	2.77	
<p>式の値は、鋼7、鋼Aおよび鋼Cは、$(Cr+1.5 \times Si+2 \times P) / (Ni+0.31 \times Mn+22 \times C+14.2 \times N+5 \times P)$の値であり、他の鋼は $(Cr+1.5 \times Si+2 \times Nb+Ti+2 \times P) / (Ni+0.31 \times Mn+22 \times C+14.2 \times N+Cu+5 \times P)$の値である。</p> <p>鋼C及び鋼Dにおける「—」はNdの含有量が高くて熱間加工性が低く、熱間鍛造時に割れを生じて試験片が採取できなかったため、試験していないことを示す。</p> <p>*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。</p>				

[0098] また、各オーステナイト系ステンレス鋼の凝固割れ感受性をより詳細に評価するために、前記のトランスバレストレイン試験片を用いて、溶接電流100A、溶接電圧15V、溶接速度15cm/min、付加歪み2%の条件にてトランスバレストレイン試験を行い、最大割れ長さを測定した。

[0099] なお、完全オーステナイト凝固するオーステナイト系ステンレス鋼であるSUS310Sの溶接金属のトランスバレストレイン試験により評価された最大割れ長さは1mm以下

である。したがって、トランスバレストレイン試験により評価された最大割れ長さが1mm以下のオーステナイト系ステンレス鋼は優れた耐凝固割れ性を有していると考えられる。

[0100] 表2に、トランスバレストレイン試験での最大割れ長さを併せて示す。

[0101] なお、上述のとおり、鋼Cおよび鋼Dは、熱間鍛造時に割れを生じて試験片が採取できなかったため、トランスバレストレイン試験を実施できなかった。このため、表2の「トランスバレストレイン試験での最大割れ長さ」欄は「—」と表記した。

[0102] 表2から、本発明で規定する条件を満たす鋼1～9の場合、高い量のPを含み、しかも、完全オーステナイト凝固するにも拘わらず、適正量のREMを含むとともに式(1)または式(2)を満足しているので、トランスバレストレイン試験による最大割れ長さが全て1mm以下であり、かつ拘束溶接割れ試験においても割れが発生しておらず、良好な溶接性を有していることが明らかである。

[0103] これに対して、本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼A、鋼Bおよび鋼Eは、溶接性が劣っている。

[0104] すなわち、鋼Aの場合、Ndの含有量が0.13%と低いため、NdPの晶出を促進できない。したがって、拘束溶接割れ試験におけるビード表面割れ率は0%であるものの、トランスバレストレイン最大割れ長さは1mmを超えている。

[0105] 鋼Bの場合、Ndの含有量が0.035%と低く、しかも、式(2)の条件を満たさない。このため、NdPの晶出を促進できないので、完全オーステナイト凝固でないにも拘わらず、トランスバレストレイン最大割れ長さは1mmを超えており、また、拘束溶接割れ試験におけるビード表面割れ率は100%であり、ビード全長に渡って割れが発生している。

[0106] 鋼Eの場合、式(2)の条件を満たしているが、Pの含有量が高いにも拘わらずNdを含んでいない。このため、溶接凝固割れ感受性は著しく高く、トランスバレストレイン最大割れ長さは1mmを超えており、また、拘束溶接割れ試験におけるビード表面割れ率は100%であり、ビード全長に渡って割れが発生している。

[0107] なお、既に述べたように、鋼Cおよび鋼Dは、本発明で規定する値を超える過剰なNdを含むため熱間加工性が低い。これは、Ndの含有量が過剰のために多量のNd

Pが早期に晶出しすぎてしまい、液相の早期消失効果を得られず、逆に凝固割れ感受性が增大したため、またはNdPが晶出せずにNd単独の偏析も重畳したことによって、固液共存温度範囲が著しく増大してしまい凝固割れ感受性が增大したためと考えられ、実用鋼として適用することは困難である。

産業上の利用可能性

[0108] 本発明の母材および溶接金属から成るオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手は、P含有量が高く、しかも、完全オーステナイト凝固するにも拘わらず、優れた耐溶接凝固割れ性を有しているので、溶接施工が要求される用途に幅広く適用することができる。また、本発明のオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料は、上記のオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手を作製するのに最適である。

請求の範囲

- [1] 母材および溶接金属が、質量%で、C:0.3%以下、Si:2%以下、Mn:0.01~3.0%、P:0.04%を超えて0.3%以下、S:0.03%以下、Cr:12~30%、Ni:6~55%、希土類元素:0.2%を超えて0.6%以下、sol. Al:0.001~3%およびN:0.3%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、かつ下記(1)式を満足することを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手。

$$(Cr+1.5\times Si+2\times P)/(Ni+0.31\times Mn+22\times C+14.2\times N+5\times P)<1.388\cdots(1)$$

ここで(1)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

- [2] Feの一部に代えて、質量%で、さらに、下記第1群および第2群の中から選ばれた1種または2種以上の元素を含有し、かつ下記(2)式を満足することを特徴とする請求項1に記載のオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手。

$$(Cr+1.5\times Si+2\times Nb+Ti+2\times P)/(Ni+0.31\times Mn+22\times C+14.2\times N+Cu+5\times P)<1.388\cdots(2)$$

ここで(2)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

第1群:Mo:5%以下、W:10%以下でかつMo+(W/2):5%以下、Ti:3%以下、Nb:1.5%以下、Ta:8%以下、V:1.5%以下、Zr:1%以下、Hf:1%以下、B:0.03%以下、Cu:3%以下およびCo:5%以下の1種または2種以上

第2群:Ca:0.05%以下およびMg:0.05%以下の1種または2種

- [3] 質量%で、C:0.3%以下、Si:2%以下、Mn:0.01~3.0%、P:0.04%を超えて0.3%以下、S:0.03%以下、Cr:12~30%、Ni:6~55%、希土類元素:0.2%を超えて0.6%以下、sol. Al:0.001~3%およびN:0.3%以下を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、かつ下記(1)式を満足することを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料。

$$(Cr+1.5\times Si+2\times P)/(Ni+0.31\times Mn+22\times C+14.2\times N+5\times P)<1.388\cdots(1)$$

ここで(1)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

- [4] Feの一部に代えて、質量%で、さらに、下記第1群および第2群の中から選ばれた

1種または2種以上の元素を含有し、かつ下記(2)式を満足することを特徴とする請求項3に記載のオーステナイト系ステンレス鋼溶接材料。

$$\frac{(\text{Cr} + 1.5 \times \text{Si} + 2 \times \text{Nb} + \text{Ti} + 2 \times \text{P})}{(\text{Ni} + 0.31 \times \text{Mn} + 22 \times \text{C} + 14.2 \times \text{N} + \text{Cu} + 5 \times \text{P})} < 1.388 \dots (2)$$

ここで(2)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

第1群: Mo: 5%以下、W: 10%以下でかつ $\text{Mo} + (\text{W}/2)$: 5%以下、Ti: 3%以下、Nb: 1.5%以下、Ta: 8%以下、V: 1.5%以下、Zr: 1%以下、Hf: 1%以下、B: 0.03%以下、Cu: 3%以下およびCo: 5%以下の1種または2種以上

第2群: Ca: 0.05%以下およびMg: 0.05%以下の1種または2種

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2007/073825

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C38/00(2006.01) i, B23K35/30(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) C22C38/00-38/60, B23K35/30		
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 1996-2008 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2008 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2008		
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.
A	JP 2005-23353 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 27 January, 2005 (27.01.05), (Family: none)	1-4
E, X	JP 2008-30076 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 14 February, 2008 (14.02.08), (Family: none)	1-4
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> 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 04 March, 2008 (04.03.08)		Date of mailing of the international search report 18 March, 2008 (18.03.08)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office		Authorized officer
Facsimile No.		Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B23K35/30(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 (IPC)) Int.Cl. C22C38/00-38/60, B23K35/30		
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 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2008年 日本国実用新案登録公報 1996-2008年 日本国登録実用新案公報 1994-2008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 請求の範囲の番号
A	J P 2 0 0 5 - 2 3 3 5 3 A (住友金属工業株式会社) 2005.01.27 (ファミリーなし)	1-4
E, X	J P 2 0 0 8 - 3 0 0 7 6 A (住友金属工業株式会社) 2008.02.14 (ファミリーなし)	1-4
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> 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 04.03.2008	国際調査報告の発送日 18.03.2008	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 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) 佐藤 陽一 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K 9731