

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4031992号
(P4031992)

(45) 発行日 平成20年1月9日(2008.1.9)

(24) 登録日 平成19年10月26日(2007.10.26)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 2 H
C 2 1 D 6/00 (2006.01)	C 2 1 D 6/00 1 O 2 L
C 2 1 D 8/00 (2006.01)	C 2 1 D 8/00 E
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58

請求項の数 17 (全 24 頁)

(21) 出願番号	特願2002-585688 (P2002-585688)	(73) 特許権者	592000705
(86) (22) 出願日	平成14年4月26日(2002.4.26)		リサーチ インスティテュート オブ イ
(65) 公表番号	特表2004-520491 (P2004-520491A)		ンダストリアル サイエンス アンド テ
(43) 公表日	平成16年7月8日(2004.7.8)		クノロジー
(86) 国際出願番号	PCT/KR2002/000786		大韓民国キョンサンブクド、ポハンシテ
(87) 国際公開番号	W02002/088411		ィ、ヒョーザドン、サン 32
(87) 国際公開日	平成14年11月7日(2002.11.7)	(74) 代理人	100102532
審査請求日	平成15年1月31日(2003.1.31)		弁理士 好宮 幹夫
(31) 優先権主張番号	2001/23111	(72) 発明者	ジャン ジェ ヨン
(32) 優先日	平成13年4月27日(2001.4.27)		大韓民国、790-330、キョンサンブ
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		ックド、ポーハンダグシ、ナンク、ヒ
(31) 優先権主張番号	2001/23112		ョジャードン、サン 32、リサーチ イ
(32) 優先日	平成13年4月27日(2001.4.27)		ンスティテュート オブ インダストリア
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		ル サイエンス アンド テクノロジー内
前置審査			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 優れた熱間加工性を持つ高マンガン二相ステンレス鋼及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量%で0.1%未満のC；0.05-2.2%のSi；2.1-7.8%のMn；20-27.8%のCr；3.0-9.5%のNi；0.08-0.5%のN；5.0%未満のMo；1.2-8%のW；残部鉄および不可避不純物、からなることを特徴とする、優れた熱間加工性を持つ高マンガン二相ステンレス鋼。

【請求項 2】

MoとWが $Mo + 0.5W = 0.8 - 4.4\%$ という条件を満たすことを特徴とする、Mo-Wを含有する請求項1に記載の高マンガン二相ステンレス鋼。

【請求項 3】

Moの含有量が1.0-5.0%である、請求項1に記載の高マンガン二相ステンレス鋼。

【請求項 4】

MoとMnの含有量が、 $44.37 + 9.806[\%Mn] - 3.08[\%Mo] - 0.76[\%Mn][\%Mo]$ 50という式を満たす、請求項1に記載の高マンガン二相ステンレス鋼。

【請求項 5】

Cr、Mo、W、およびNの含有量が、 $PREN = \%Cr + 3.3(\%Mo + 0.5\%W) + 30\%N$ 35という式を満たす、請求項1に記載の高マンガン二相ステンレス鋼。

【請求項 6】

Cの含有量が0.03%未満である、請求項1に記載の高マンガン二相ステンレス鋼。

【請求項 7】

10

20

0.4%未満のNb; 0.4%未満のV; 1.0%未満のZr; 0.4%未満のTi; 0.4%未満のTaからなる群の中から選択される一種または二種以上の元素をさらに含む、請求項1に記載の高マンガン二相ステンレス鋼。

【請求項8】

さらに0.18%未満のCe; 0.001-0.01%のCa; 0.001-0.01%のB; 0.001-0.01%のMg; 0.001-0.05%のAlからなる群の中から選択される一種または二種の元素を含む、請求項1に記載の高マンガン二相ステンレス鋼。

【請求項9】

請求項1記載の二相ステンレス鋼を1,050から1,250の温度で溶体加熱することを含むことを特徴とする高マンガン二相ステンレス鋼の製造方法。

10

【請求項10】

請求項1記載の二相ステンレス鋼を1,050から1,250の温度で溶体加熱を行い、1,130から1,280の温度で開始し1,000より高い温度で終結する熱間加工を行い、1,000から700の温度範囲内で3/min.より高い冷却速度で冷却する、という工程を含む、請求項9記載の製造方法。

【請求項11】

Moの含有量が1.0-5.0%である、請求項9記載の製造方法。

【請求項12】

MoとMnの含有量が、 $44.37+9.806[\%Mn]-3.08[\%Mo]-0.76[\%Mn][\%Mo]$ 50という式を満たす、請求項9記載の製造方法。

20

【請求項13】

Cr、Mo、WおよびNの含有量が、 $PREN=\%Cr+3.3(\%Mo+0.5\%W)+30\%N$ 35という式を満たす、請求項9記載の製造方法。

【請求項14】

Cの含有量が0.03%未満である、請求項9記載の製造方法。

【請求項15】

当該鋼が、さらに、0.4%未満のNb; 0.4%未満のV; 1.0%未満のZr; 0.4%未満のTi; 0.4%未満のTaからなる群の中から選択される一種または二種以上の元素を含む、請求項9記載の製造方法。

【請求項16】

当該鋼が、さらに、1.0%未満のCuを含有する、請求項9記載の製造方法。

30

【請求項17】

当該鋼が、さらに、0.18%未満のCe; 0.001-0.01%のCa; 0.001-0.01%のB; 0.001-0.01%のMg; 0.001-0.05%のAlからなる群の中から選択される一種または二種の元素を含む、請求項9記載の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

本発明は、強度と耐腐食性が要求される構造部品に有益な二相ステンレス鋼、特に、優れた熱間加工性を持つ高マンガン二相ステンレス鋼とその製造方法に関するものである。

【0002】

40

これまで、二相ステンレス鋼は耐酸化性、耐腐食性が要求される工業用装置や構造部品に、基本的な素材として幅広く使われてきた。特に、2205型の二相ステンレス鋼はオーステナイトステンレス鋼よりも高い耐腐食性を持ち、また、強度も高いので、幅広い用途に使われてきた、例えば化学設備のパイプラインや、発電所や石油化学工業などでの脱塩素や脱硫用の構造部品、製紙工業などで内部のスクリーコンベアや漂白タンク、海洋関係の設備などである。また、近年、二相ステンレス鋼の需要が増えてきている、なぜなら、発電所や石油化学設備では、大気汚染防止の観点から脱塩素や脱硫システムの確立が求められているからである。それに加えて、産業廃棄物の焼却炉では空気清浄装置のための不可欠な素材として使われてきている。

【0003】

50

二相ステンレス鋼はフェライト相とオーステナイト相からなり、フェライト相により強度が向上し、オーステナイト相により耐腐食性が向上する。二相ステンレス鋼は、ベース材料であるFeにCr、Mo、W、Nを含有することにより耐孔食性や耐隙間侵食性が増すことが知られている(R.N. Gunn, "Duplex Stainless Steels", Woodhead Publishing Ltd., (1997))。二相ステンレス鋼に鑄造や溶体化熱処理を施した後、もし適切な冷却速度で冷却されなければ、700から950の温度範囲で、多量のMoやWを含み主にシグマ相を含む析出物が形成される。さらに'相が形成される領域は300から350の温度範囲である。高温または中温で形成された析出物により二相ステンレス鋼の硬度が向上する。しかしながら、室温での延性や耐衝撃性が大幅に劣化し、耐腐食性も低下するという問題が生じる。

10

【0004】

一般に、市販のMo含有二相ステンレス鋼は次の基本的な化学組成からなる。すなわち、Fe-(21-23wt%)Cr-(4.5-6.5wt%)Ni-(2.5-3.5wt%)Mo-(0.08-0.20wt%)N、そして、さらに2.0%未満のMnと0.03%未満のCを含有する(UNS31803やSAF2205)。2205型の二相ステンレス鋼のCrとMoの含有量を増加させた結果、優れた耐腐食性を持つSAF2507型の二相ステンレス鋼がある。これは次のような基本的な化学組成をもつ、すなわち、Fe-(24-26wt%)Cr-(6-8wt%)Ni-(3-5wt%)Mo-(0.24-0.32wt%)Nと、さらに1.2%未満のMnと0.03%未満のCを含有する。

【0005】

米国特許第4,657,606号では、Fe-(23-27wt%)Cr-(4-7wt%)Ni-(2-4wt%)Mo-(0.08wt%未満)Cの基本的な化学組成をもつ二相ステンレス鋼を開示している。もしCuの含有量が1.1-3.0wt%に限定され、かつMnの含有量が5-7%にまで増加すると、溶体加熱とその後の冷却の後にシグマ相または'相の急速な生成が抑制され、それにより室温での延性が向上する、と報告されている。しかしながら、この種の鋼は熱間加工性が悪い。

20

【0006】

一方、Mnの含有量を増やすために多数の技術が試みられてきた、それは、Mnが室温の延性を向上させ、また高価なNiと置き換えることにより窒素の固溶性が増加するという事実を考慮してのことである。米国特許第4,272,305号では、Fe-(22-28wt%)Cr-(3.5-5.5wt%)Ni-(1-3wt%)Mo-(0.1wt%未満)Cの組成からなる二相ステンレス鋼において、Nの含有量を0.35-0.6%程度に高くしてかつMnの含有量が4-6%に増加させる、すると窒素の固溶性が高まることが開示されている。しかしながら、この種の鋼は窒素の含有量が高いので、鑄造性と熱間加工性が劣化するという欠点をもつ。また、米国特許第4,828,630号では、Fe-(17-21.5wt%)Cr-(1-4wt%)Ni-(2wt%未満)Mo-(0.07wt%未満)Cの組成からなる二相ステンレス鋼において、Mnの含有量が4.25-5.5%にまで増加させると、それにより高価なNiに替わって、窒素の固溶性が増すことが開示されている。しかしながら、この種の鋼はNiの最低含有量が低く、耐腐食性に悪影響を及ぼす可能性があるという問題がある。特開平9-31604では、Mo-Wを含有する二相ステンレス鋼で、Siの含有量を高く(2.5-4.0%)保ち、また、窒素の固溶性を高めるために、Mnの含有量を3-7%に増加させることが開示されている。しかしこの種の鋼では、Siが過剰なため、耐衝撃性が劣化する。したがって、この種の鋼は商用化が難しい。

30

40

【0007】

一方、高価なNiに替えるために、304型や316形ステンレス鋼として知られているFe-Cr-Ni系オーステナイトステンレス鋼にMnを加えることも試みられてきた。しかし、Mnの量が増加するにつれて、熱間加工性が劣化する、ゆえに、満足な成果が得られていない。この事実はT.M.Bogdanova et al., Structure and Properties of Nonmagnetic Steels, Moscow, USSR, pp. 185-190, (1982)で報告された。そして、316L型、309S型、そして310S型のステンレス鋼ではMnとSを含有する結果として、Mnの含有量が高ければ高いほどSの再析出や偏析が起こりやすくなり、それゆえ熱間加工性が劣化すると報告されている(S.C. Lee et al., 40th Mechanical Working and Steel Proceeding Conf., Pittsburgh, PA, USA, pp.959-966, (1998))。

50

【0008】

したがって、熱間加工性を保証するために、市販の二相ステンレス鋼の多くはMnの含有量が2%未満に限られている。たとえば、米国特許第4,664,725号による開示では、Ca/Sの比が1.5より大きければ熱間加工性が向上するが、Mnの上限を限定しなければならない。なぜなら、Mnの添加の増加につれて、熱間加工性と耐腐食性が劣化するからである。

【0009】

以上述べてきたように、共通の認識として、二相ステンレス鋼では、Mnの含有量が増えるにつれ、熱間加工性は劣化する。米国特許第4,101,347号では、二相ステンレス鋼でシグマ相の生成を防ぐには、Mnの含有量を2%未満に抑えるべきであると提案されている。この提案は、従来のMoやMo-Wを含む二相ステンレス鋼の双方において、Mnの含有量が2%未満に限られてきたという事実により支持されている。

10

【0010】

また、Mo-Wを含む二相ステンレス鋼は高い耐腐食性をもつことが知られている。それゆえ、近年、MoとWの両方を添加した二相ステンレス鋼の研究がなされてきた。たとえば、B.W.Oh et al. により提案された二相ステンレス鋼では、Mnを2%未満、Crを20-27%含有した鋼で、Moの一部をWに置き換える (Innovation of Stainless Steel, Florence, Italy, p.359, (1993) または韓国特許出願No. 94-3757)。1-4%のWと1%未満のMoを含有した二相ステンレス鋼では、Moを2.78%含有する場合と比較して、耐腐食性が向上するという報告もある。しかしながら、この鋼はWとMoの含有量が極端に低いので、それゆえ耐腐食性が相対的に低下する。

20

【0011】

もうひとつの例として、住友金属工業株式会社の米国特許第5,298,093号では、1.5%未満のMnと23-27%のCrが添加されている二相ステンレス鋼において、2-4%のMoと1.5-5%のWを含有させるという提案がされている。この鋼は高い強度と優れた耐腐食性を持つことが知られている。しかし、この鋼は加熱圧延の際に亀裂が生じやすく、また、この鋼は合金性が高いので、相の安定度が低くなる傾向があり、シグマ相が形成されることにより、耐腐食性と耐衝撃性が劣化する。W-Moを含有する二相ステンレス鋼もまた、鋼板やワイヤ、棒状体や鋼管などの最終製品形態を熱間加工により製造する際、熱間加工性が悪いという問題をもち、上記Moを含有する二相ステンレス鋼と類似している。結果として、製品の不良率が増えてしまう。

30

【0012】

同様に、米国特許第5,733,387号では、2.0%未満のMnと22-27%のCrを添加したW-Mo含有二相ステンレス鋼で、1-2%のMoと2-5%のWが含有されるものが提案されている。しかしこの鋼でも、米国特許第5,298,093号の二相ステンレス鋼と比べてほとんど熱間加工性が向上しない。

【0013】

さらに、米国特許第6,048,413号では、Mnを3.5%未満、Moを5.1-8%、そしてWを3%未満含有する二相ステンレス鋼が提案されている。この鋼は合金性の高い二相ステンレス鋼なので、これまで述べてきた二相ステンレス鋼の中で最も熱間加工性が悪い。それゆえ、用途が鑄造製品に限られる。それに加えて、鑄造により製品を製造する際、冷却速度が遅い(もしくは製品が大きい)と、Moの含有量が多いため、シグマ相の形成が促進され、それゆえ鋼の機械的特性と耐腐食性が劣化する。

40

【0014】

二相ステンレス鋼の熱間加工性を高める従来の方法として、Ceを二相ステンレス鋼に付加するという方法がある (J.L. Komi et al., Proc. of Int' l Conf. on Stainless Steel, ISIJ Tokyo, p807, (1991) または米国特許第4,765,953号)。この方法によれば、Sの含有量を30ppmにまで低くし、Ceを添加すると、Sの偏析が抑制され、熱間加工性が向上する。しかしながら、Ceのような希土類元素を多量に添加することにより熱間加工性を向上させる場合、高価なCeを使用するので経済性からは好ましくない。それに加え

50

て、C eを使用する際には次のような問題がある、すなわち、C eの強い酸化力により連続鋳造の際にノズルの詰まりの原因となる。その結果、ピレットやスラブの製造が困難になる。この二相ステンレス鋼はWでなくM oを含有する。

【0015】

発明の開示

本発明は上記の諸問題を鑑みてなされたものであり、本発明の目的は優れた強度、耐腐食性、鋳造性を持ち、特に優れた熱間加工性もつ二相ステンレス鋼と、その製造方法を提供することにある。

【0016】

本発明の一側面に従えば、前述の目的、またその他の目的は下記の二相ステンレス鋼を提供することによって達成できる。すなわち、重量%で0.1%未満のC ; 0.05-2.2%のS i ; 2.1-7.8%のM n ; 20-29%のC r ; 3.0-9.5%のN i ; 0.08-0.5%のN ; 5.0%未満のM oと1.2-8%のWの単独または複合物 ; 残部F eおよび不可避不純物を含む二相ステンレス鋼である。本発明の二相ステンレス鋼は、M oとWの添加のタイプにより4つに分類される。

10

【0017】

一番目は、低C rで、M oを含有する二相ステンレス鋼であり、重量%で、0.1%未満のC ; 0.05-2.2%のS i ; 2.1-7.8%のM n ; 20-26% (ただし26%を除く) のC r ; 4.1-8.8%のN i ; 0.08-0.345%のN ; 5.0%未満のM o ; 残部F eおよび不可避不純物を含む。

【0018】

二番目は、高C rで、M oを含有する二相ステンレス鋼であり、重量%で、0.1%未満のC ; 0.05-2.2%のS i ; 3.1-7.8%のM n ; 26 -29%のC r ; 4.1-9.5%のN i ; 0.08-0.345%のN ; 5.0%未満のM o ; 残部F eおよび不可避不純物を含む。

20

【0019】

三番目は、Wを含有する二相ステンレス鋼であり、重量%で、0.1%未満のC ; 0.05-2.2%のS i ; 2.1-7.8%のM n ; 20-29%のC r ; 3.0-9.5%のN i ; 0.08-0.5%のN ; 1.2-8%のW ; 残部F eおよび不可避不純物を含む。

【0020】

四番目は、M o -Wを含有する二相ステンレス鋼であり、重量%で、0.1%未満のC ; 0.05-2.2%のS i ; 2.1-7.8%のM n ; 20-27.8%のC r ; 3.0-9.5%のN i ; 0.08-0.5%のN ; 5.0%未満のM o ; 1.2-8%のW ; 残部F eおよび不可避不純物を含み、M oとWの含有量は $M o + 0.5W = 0.8-4.4\%$ という条件を満たす。

30

【0021】

本発明の別の側面によれば、前述した組成をもつ二相ステンレス鋼を、1,050-1,250 の温度で溶体加熱することを含む二相ステンレス鋼の製造方法が提供される。

【0022】

さらに本発明の別の側面によれば、前述した組成をもつ二相ステンレス鋼を1,050-1250の温度で溶体加熱し、1,130-1,280 で開始し、1,000 より高い温度で終結する熱間加工をし、その後1,000 から700 の温度範囲内で3 /min.より高い冷却速度で冷却する、という工程を含む二相ステンレス鋼の製造方法が提供される。

40

【0023】

本発明の上記そしてその他の目的、特徴とその他利点は、添付図面と合わせた以下の詳細な記述からより明確に理解される。

【0024】

発明の好ましい実施形態

以下に、本発明の詳細を述べる。

【0025】

本発明の発明者らは、C uの含有量が0-1.0%に限られていて、かつM nの含有量が増加すると、熱間加工性が向上することを発見した。この事実に基づき、本発明者らはM n -M o系、M n -W系、M n -M o -W系の二相ステンレス鋼の熱間加工性を向上させる手法

50

を発見し、その結果、本発明を成した。

【 0 0 2 6 】

(1) 二相ステンレス鋼における M n と熱間加工性との関係

米国特許第4,657,606号では、(23-27wt%) C r - (4-7wt%) N i - (2-4wt%) M o - (1.1-3wt%) C u からなる二相ステンレス鋼に M n を5-7%添加することにより、室温での延性を確保している。しかし、M n がどのように熱間加工性(熱延性)に影響するかには言及していない。一般には、M n は二相ステンレス鋼においては熱間加工性に悪影響を与えることが知られている。

【 0 0 2 7 】

一般的には、室温での延性と熱延性は延性の指標であり、テストタイプとして類似している。しかし、表1に示すように、断面収縮率(%)は熱延性の目安であり、伸び率(%)は室温での延性の目安であるが、このようにそれらは異なる値を示している。

【 0 0 2 8 】

【表 1】

鋼	室温延性 (伸び率 %)	熱延性
		(断面収縮率 % : 1, 0 5 0 °C)
Fe-(21-23wt%)Cr-(4.5-6.5wt%)Ni- (2.5-3.5wt%)Mo-(0.08-0.20wt%)N (SAF2205)	30%	41%
Fe-25wt%Cr-7wt%Ni-4wt%Mo-1wt %W-0.3wt%N-1.5wt%Si-1.5wt%Mn	6%	58%

【 0 0 2 9 】

二相ステンレス鋼の熱間加工性を向上させる試みとして、本発明者らは、M n の含有量が高い二相ステンレス鋼では、1.1%を超える C u が添加されていると、M n が熱間加工性に悪影響を及ぼし、一方、C u の含有量が0-1.0%と低ければ、M n が熱間加工性を向上させるということを発見した。さらに、本発明者らは、M o と W が M n の特性に影響を及ぼすという事実に注目した。

【 0 0 3 0 】

(2) M o を含有する(Wを含有しない)二相ステンレス鋼の熱間加工性

図1に示すように、M n の添加量が増加するにつれて、添加した合金の量と窒素の濃度にかかわらず、熱間加工性(断面収縮率)もまた増加する。添加した合金の量と窒素の濃度が低いAタイプのほうが、Bタイプのものより断面収縮率が大きく推移している。

【 0 0 3 1 】

図2(a)は、M n の含有量が低い二相ステンレス鋼とM n の含有量が高い二相ステンレス鋼において、M o の添加量に対する熱間加工性(断面収縮率)を示すグラフである。添加したM o の量が減少するほど、熱間加工性が向上する。

【 0 0 3 2 】

すなわち、M o を含有する二相ステンレス鋼では、M o の含有量が一定の場合、M n の含有量が増加するほど、熱間加工性が向上する。一方、M n の含有量が一定の場合、M o の含有量が増加するにつれて、熱間加工性が劣化する。したがって、M o を含有する二相ステンレス鋼においては、M n と M o という二つの含有物のバランスを調整することにより、より安定した熱間加工性が得られる。本発明によれば、1,050 で50%より大きい断面収縮率を保証するためには、二相ステンレス鋼は次の式を満たさなければならない。

【 0 0 3 3 】

$$R A (\%) = 44.37 + 9.806 [\% M n] - 3.08 [\% M o] - 0.76 [\% M n] [\% M o] \quad 50$$

【 0 0 3 4 】

(3) W を含有する二相ステンレス鋼の熱間加工性

表3に示すように、Mnの含有量の高い二相ステンレス鋼においては、Wの含有量が増加するにつれ熱間加工性（断面収縮率）が向上する、一方、Mnの含有量の低い二相ステンレス鋼においては、Wの含有量が増加するにつれて熱間加工性が低くなる。すなわち、Mnの含有量が高い二相ステンレス鋼においては、WとMnは熱間加工性の向上に相乗的な効果を持つ。このMnとWの相乗効果は、Mo-Wを含有する二相ステンレス鋼にも同じように適応される。

【0035】

本発明は上記(1)、(2)および(3)の結果に基づいてなされた。ここで、本発明による二相ステンレス鋼の成分および組成について詳細に述べる。

【0036】

炭素(C)：0.1%未満

Cは炭化物を生成する作用が強く、Cr、Mo、W、Nb、Vのような炭化物を作る元素と結合し、素材の硬度を高める。しかしながら、炭素が過剰に添加されると、フェライト相とオーステナイト相の界面に過剰の炭化物が析出し、その結果耐腐食性が低下する。本鋼では、炭素が0.1%より多く添加されると、結晶粒界に粒径の粗い炭化クロムが析出されやすい。その結果、結晶粒界周辺のクロムの濃度が低下し、それにより耐腐食性が低下する。それゆえに炭素の含有量は0.1%未満に制限するのが望ましい。さらに、強度と耐腐食性を最大にするためには、炭素の含有量は0.03%未満に制限すべきである。

【0037】

珪素(Si)：0.05から2.2%

Siは脱酸素剤として作用し、熔融鋼の流動性を向上させる。そのために、Siは少なくとも0.05%添加されねばならない。しかしながら、Siの含有量が2.2%を超えると、耐衝撃性に関する機械的性質が急激に低下する。

【0038】

マンガン(Mn)：2.1から7.8%

従来の二相ステンレス鋼においては、Mnは熱間加工性に害を及ぼすと考えられていた。それゆえ、Mnは脱酸素と脱硫、そして熔融鋼の流動性を調整するためだけに0.4-1.2%添加されていた。それに対して、本発明の鋼では、Mnは、MoとWと相乗して熱間加工性を向上させるように作用するので、積極的に採用されている。さらに、Mnは高価なNiと替えることができ、経済性からも望ましい。一般的に、Mnのオーステナイト相安定化能力はNiの50%であるということが知られている。これらの効果のため、本発明の鋼では、Mnが少なくとも2.1%の量添加される。しかし、もしMnの含有量が7.8%を超えると、スラブやピレットの熱間加工中にその表面が著しく酸化する。さらに、酸化スケールの形成により生産効率が下がるし、スケールの除去もまた困難である。上記に規定した含有量の範囲内では、Mnは鑄造の際の流動性を向上させ、それゆえ薄い、または複雑な形状の構造物の鑄造に適している。

【0039】

本発明の、Moを含有する(Wを含有しない)二相ステンレス鋼では、Crの含有量が26-29%と高い場合、フェライト相の比率が過剰に増加するのを調整するために、Mnの下限は、好ましくは3.1%に設定される。

【0040】

ニッケル(Ni)：3.0から9.5%

Niはオーステナイト安定化元素である。本発明の鋼では、Mnがオーステナイト相をいくらか安定させるので、オーステナイト安定剤とフェライト安定剤との間のバランスを考慮すると、Niの含有量は3.0-9.5%に限定されるのが好ましい。本発明のMoを含有する(Wを含有しない)二相ステンレス鋼では、好ましくは、Crの含有量が20-26%(ただし26%を除く)では、Niの含有量は4.1-8.8%に設定され、一方Crの含有量が26-29%では、Niの含有量は4.1-9.5%に設定される。

【0041】

クロム(Cr)：20から29%

Crはフェライト安定化元素である。また、耐腐食性を向上させ、またフェライト相とオーステナイト相からなる二相構造を確立させるために不可欠な元素である。もしCrの含有量が20%未満ならば、二相ステンレス鋼は要求される耐腐食性を満たすことができない。一方で、もしCrの含有量が29%を超えると、シグマ相の形成が促進され、脆性が増す。また、低温脆性が475 付近で発生する。

【0042】

窒素(N)：0.08から0.5%

Nは強力なオーステナイト安定化元素であり、Mnと同様、高価なNiの使用量を減らす。Nもまた、耐孔食性と耐腐食性を向上させるのに効果的である。一般的に、0.02%のNが、不純物としてステンレス鋼材に添加される。しかし、上記の目的のためには、Nは少なくとも0.08%添加されるべきである。しかし、もしNの含有量が0.5%を超えると、耐腐食性は増すが、ブローホールなどのような casting 欠陥が、インゴットの casting や連続 casting の際に現れやすく、それにより鋼の品質が低下する。一方、本発明のMoを含有する(Wを含有しない)二相ステンレス鋼では、Nの含有量が0.345%を超えると熱間加工性が低下する。

【0043】

以上に規定された組成物に、MoとWを単独でまたは組み合わせて添加する。

【0044】

モリブデン(Mo)：5.0%未満

Moはフェライト安定化元素であり、耐腐食性を向上させる元素である。特に、Moは所定の酸性度においての臨界的な耐腐食性を向上させる。しかし、Moの含有量が5.0%を超えると、 casting や熱間加工中にシグマ相の生成が結果として起こりやすく、それにより強度と靱性が急激に低下する。より高い耐腐食性が要求されるなら、Moの含有量は1.0%より高く設定されるのが好ましい。

【0045】

本発明のMoを含有する(Wを含有しない)二相ステンレス鋼では、熱間加工性をより安定して保証するために、MnとMoの二つの組成のバランスが考慮されるべきである。1,050 で50%を超える断面収縮率を保証するには、本二相ステンレス鋼は、図2のグラフから得られる次の式を満たすべきである。

【0046】

$$RA(\%) = 44.37 + 9.806[\%Mn] - 3.08[\%Mo] - 0.76[\%Mn][\%Mo] \quad 50$$

【0047】

タングステン(W)：1.2から8%

Wはフェライト安定化元素であり、耐腐食性を向上させる元素である。特に、Wは所定の酸性度において、臨界的な耐腐食性を向上させる。また、WはMnの含有量が高い二相ステンレス鋼の熱間加工性を向上させる。しかし、もしWの含有量が1.2%未満なら、上記に述べた効果は不十分になり、一方、Wの含有量が8%を超えると、シグマ相の形成が casting や熱間加工中に結果として起こりやすく、それにより強度と靱性が急激に低下する。Wの上限がMoの上限より高い理由は、Wはその原子量が重く拡散しにくいので、そのように高いWの含有量では、シグマ相の形成が遅くなるからである。そして、WをMoと同じ重量比で添加した場合、WとMoの原子の比は約1対2になるので、それにより、Wの添加量を半分にしたのと同じ効果がある。ゆえにフェライト相とオーステナイト相のバランス比はここではほとんど考慮しなくてよい。上記の観点から考えれば、MoとWを複合して添加する場合、より高い耐腐食性を保証するためにはそれらの含有量が次の関係を満たすべきである、すなわち、 $Mo + 0.5W = 0.8-4.4\%$ 。

【0048】

P、S、そしてOが本発明の二相ステンレス鋼に不純物として添加される。これらの含有量は最小限であることが好ましい。

【0049】

リン(P)：0.03%未満

10

20

30

40

50

Pは結晶粒界や相の境界で偏析し、それゆえ鋼が腐食に敏感になり、靱性が低下するので、添加量は可能な限り少なくしなければならない。しかし、もしPの含有量をあまり低くしようとすると、精製の費用が高くなりすぎる。それゆえ、Pを0.03%未満に限るのが好ましい。

【0050】

硫黄(S)：0.03%未満

Sは熱間加工性を劣化させ、MnSの形成により耐腐食性を減少させる。ゆえに、Sの含有量はなるべく低く、0.03%未満と規定するのが好ましい。特に、より高い耐腐食性を得るには、Sを0.003%未満に限るのが好ましい。

【0051】

酸素(O)：0.025%未満

Oは酸化物型の非金属性の含有物を形成し、鋼の純度を劣化させる。Oは曲げ性と加圧 casting に悪影響を及ぼすので、Oの含有量はできるだけ低くすることが好ましい。それゆえ、Oの上限は0.025%である。

【0052】

本発明の二相ステンレス鋼では、耐腐食性は元素Cr、Mo、W、Nに大きく影響を受けている。耐腐食性はPREN(Pitting Resistance Equivalent Number：耐孔食等価数)と記述される。もしPRENが35より大きければ、その鋼は高い耐腐食性を持つと考えられ、一方35未満なら、その鋼の耐腐食性は低いと考えられる。

【0053】

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

【0054】

上記組成をもつ本発明の鋼の耐腐食性と熱間加工性をより向上させるために、Cu、Ca、B、Mg、Al、Ce、Nb、V、Zr、Ti、Taなどの合金元素をさらに添加することが可能である。

【0055】

銅(Cu)：1.0%未満

Cuはオーステナイト安定化元素である。Cuは保護層を形成し、耐腐食性を向上させる、そしてCu複合体の粒子の形状で析出し、強度を増加させる。しかし、Cuの含有量が1.0%を超えると、熱間加工性が目立って劣化する。

【0056】

Nb、V、Zr、Ti、Taからなる群から選択される一種または二種以上の元素

Nb、V、Zrは、それぞれNb(CN)、V₄(CN)₃、Zr(CN)といった炭化物を形成する。これらは、Cr型の炭化物(M₂₃C₆)の形成をコントロールし、それにより結晶粒界での腐食の形成を防ぐために添加することができる。上記の効果に加えて、これらの化合物は溶体を強化し、粒子を補強することにより、強度を増加させる。しかし、もしNbとVそれぞれの含有量が0.4%を超えるか、Zrの含有量が1.0%を超えると、上記の炭化物が粗くなり、靱性と延性の低下を引き起こす。TiとTaは結晶粒界における腐食に対する感受性をコントロールし、強度を効果的に補強するために添加される。この目的では、TiとTaのそれぞれが0.4%未満の量で添加されるべきである。

【0057】

Ca、B、Mg、Al、Ceからなる群から選択される一種または二種以上の元素

Ca、B、Mgそれぞれが0.001-0.01%添加されたとき、またはCeが0.18%未満添加されたとき、優れた熱間加工性が得られる。もし、Ca、B、Mgのそれぞれの含有量が0.001%未満なら、それを添加した効果は不十分であり、一方0.01%をこえると、熔融した鋼への注入が困難となり、また、より一層の効果も見られない。特に、CaとBは粒の粗い酸化物の異物やほう化物を形成し、それにより熱間加工性が劣化する。Ceの含有量が0.18%をこえると、粒の粗い酸化物が拡散しそれゆえ熱間加工性が劣化する。Alが0.001-0.05%添加されると、脱酸素が促進され、それにより、より純度の高い鑄造製品が得ら

10

20

30

40

50

れ、熱間加工性も向上する。しかしA 1の含有量が0.05%を超えると、本発明の鋼のように窒素の含有量が高い二相ステンレス鋼においては、A 1 Nが形成され、それにより靱性が劣化する。また、固溶する窒素の量も減少し、それゆえ、耐腐食性も減少する。

【0058】

上記述べてきた組成の鋼は、鑄造により鑄造製品を製造したり、鍛造、圧延、押出しなどの熱間加工により、鋼板やワイヤ、棒状体や鋼管などの最終形態の製品を製造することが可能である。本鋼は、一般的な炭素鋼の表面の物理的性質を高めるのに適する硬化肉盛の材料（ワイヤ）として使用することもできる。

【0059】

この鋼を鑄造製品や最終形態の製品にする際に、シグマ相や偏析、変形した構造を除去するために、1,050から1,250 の温度で溶体化熱処理をすることが可能である。もし温度が1,050 未満なら、シグマ相が形成されやすく、耐腐食性が劣化する。一方、温度が1,250 を超えると、オーステナイト相の比率が過剰に増加し、それにより強度が減少し、熱処理のコストが莫大に増加する。溶体化熱処理により、二相ステンレス鋼の耐腐食性に悪影響を及ぼす構造を除去し、耐腐食性をさらに増加させるすることもできる。

10

【0060】

特に、鋼が最終形態の製品（鋼板、ワイヤ、棒状体）にされる場合には、溶体熱処理に続いて熱間加工を行う。好ましくは、熱間加工は1,130から1,280 で開始され、1,000 より高い温度で終結させる。図4からわかるように、断面収縮率は1,130から1,280 で最も高く、熱間加工の終結温度は1,000 を超える温度であることが好ましい。熱間加工後の冷却は1,000から700 の温度範囲内で3 /min. より高い冷却速度で実行されることが好ましい。もし、上記温度範囲において冷却速度が3 /min.未満ならば、主にシグマ相からなる析出物が増加する。

20

【0061】

以下の実施例は単に本発明の例としてあたえられるものであり、本発明を限定するものとして解釈されるべきではない。

【0062】

実施例1

下記の表2に示すような組成を持つさまざまな鋼を真空炉中で溶解、鑄造しインゴットにした。その後インゴットを加熱炉中で、温度1,150 で2時間溶体加熱し、試料を得る。室温での引っ張り試験の実行に際しては、そのインゴットあるいは試料は、前に述べた条件下で溶体加熱され、その後水冷された。耐腐食性は、室温で、10%のFeCl₃・6H₂O溶液中で72時間での質量減少で測定した。試験した鋼種それぞれの腐食率を下記の表3にまとめる。

30

【0063】

【表2】

鋼種	化学組成 (wt%)												
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	Ni	N	Cu	V	Nb	Ti	Ta
参考例 1	0.027	0.8	4.2	22.5	5.0	-	4.3	0.22	-				
発明鋼 2	0.030	0.8	4.6	21.3	4.5	0.55	4.3	0.23	0.45				
発明鋼 3	0.029	0.9	4.8	23.5	4.8	0.58	4.5	0.20	0.48				
発明鋼 4	0.032	0.8	4.6	27.1	3.5	0.46	4.8	0.20	0.51				
発明鋼 5	0.028	0.8	4.7	24.9	4.7	0.45	4.4	0.14	0.50				
発明鋼 6	0.035	0.8	4.6	25.4	4.6	0.49	4.3	0.18	0.46				
発明鋼 7	0.031	0.8	4.5	24.8	4.6	0.57	4.4	0.22	0.49				
発明鋼 8	0.030	0.8	4.5	25.1	2.0	0.44	3.9	0.21	0.48				
発明鋼 9	0.032	0.8	5.0	21.9	6.1	0.45	4.3	0.23	0.47				0.1
発明鋼 10	0.033	0.8	4.6	26.5	4.5	0.46	4.7	0.21	0.48	0.1	0.1	0.05	-
比較鋼 1	0.028	0.6	0.8	17.2	-	2.50	12.2	0.02					
比較鋼 2	0.075	0.6	0.8	17.1	-	2.45	12.1	0.02					

【 0 0 6 4 】

【 表 3 】

10

20

30

40

鋼種	降伏応力 (Mpa)	伸び率 (%)	腐食率 (mm/year)
参考例 1	560	32.0	0.196
発明鋼 2	575	30.1	0.228
発明鋼 3	596	29.7	0.206
発明鋼 4	580	29.2	0.105
発明鋼 5	700	12.6	0.212
発明鋼 6	678	13.4	0.124
発明鋼 7	649	19.0	0.082
発明鋼 8	605	32.0	0.244
発明鋼 9	635	26.4	0.089
比較鋼 1	220	55.0	0.617
比較鋼 2	290	52.0	0.702

10

【 0 0 6 5 】

表 3 からわかるように、オーステナイトステンレス鋼（比較鋼 1 と 2 ）は、産業界で最も広範に使用されているが、約 220-290MPa の降伏応力と、50% を超える室温延性を持つ。それに対して、本発明鋼及び参考例は 575-700MPa の降伏応力を持ち、比較鋼の 2 倍を超え、12-32% という優れた室温延性を有した。

20

【 0 0 6 6 】

10% の $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 溶液中での腐食による質量減少の測定の結果、比較鋼は全て著しく腐食され、0.617-0.702mm/year であった。しかし、本発明鋼及び参考例の腐食率は 0.082-0.244mm/year であった。すなわち、本発明鋼及び参考例の耐腐食性は、比較鋼の 3 から 9 倍も優れている。上記結果から、本発明鋼は、増加された強度と向上した耐侵食性の両方を併せ持つ、ということがみてとれる。

【 0 0 6 7 】

実施例 2

30

表 2 の本発明鋼を下記表 4 の条件下で溶体加熱し、その後それらの機械的特性と腐食率を測定した。その結果を下記の表 4 に示す。

【 0 0 6 8 】

【 表 4 】

鋼	熱処理条件	降伏応力 (MPa)	伸び率 (%)	腐食率 (mm/year)
比較鋼	鑄造状態のまま	606	14.8	0.285
比較鋼	950℃/2hr	641	13.2	0.325
発明鋼	1,150℃/2hr	659	20.2	0.067
発明鋼	1,250℃/2hr	649	19.0	0.082

40

【 0 0 6 9 】

表 4 に示されるように、溶体加熱された本発明鋼は、鑄造状態のままの比較鋼種よりも優れた耐腐食性をもつだけでなく、高い室温延性を有した。

【 0 0 7 0 】

結果として、本発明鋼は、304型や316型のオーステナイトステンレス鋼などの従来の鋼と

50

比較して、同等かより優れた耐腐食性をもち、優れた強度をもつ。それゆえ、本発明鋼は化学設備、発電所、海洋関係の設備の寿命を延ばすことができ、そして、稼動効率の向上にも寄与することができる。

【 0 0 7 1 】

実施例 3

下記の表 5 に示すような組成をそれぞれ持つ種々の二相ステンレス鋼を、真空炉中で溶解、鑄造し、インゴットにした。そのインゴットを加熱炉中で 2 時間、温度 1,150 で溶体加熱し、試料を得た。室温での引っ張り試験の実行に際し、そのインゴットあるいは試料は、前に述べた条件下で溶体加熱され、その後水冷された。耐腐食性は、室温で、10%の $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 溶液中で 72 時間での質量減少で測定した。試験した鋼の腐食率を下記の表 6 にまとめた。表 5 の本発明鋼は全て高い耐腐食性をもち二相ステンレス鋼であり、PREN 値は 35 を超える。

10

【 0 0 7 2 】

【表 5】

【 0 0 7 3 】
【 表 6 】

鋼種	化学組成 (wt%)												
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	Ni	N	Cu	V	Nb	Ti	Ta
参考例 1	0.030	0.81	3.78	25.22	5.10	-	5.01	0.30	0.5				
発明鋼 2	0.018	0.80	4.08	24.97	4.35	0.45	4.69	0.27	0.5				
発明鋼 3	0.032	0.82	4.64	24.96	4.50	0.48	4.57	0.27	0.5				
発明鋼 4	0.049	0.81	4.80	24.80	4.52	0.56	4.40	0.27	0.5				
発明鋼 5	0.092	0.80	4.61	24.96	4.64	0.48	4.37	0.29	0.5				
発明鋼 6	0.032	0.86	4.80	23.45	4.81	0.58	4.52	0.30	0.5				
発明鋼 7	0.032	0.78	4.60	27.08	4.61	0.46	4.50	0.32	0.5				
参考例 8	0.033	0.77	4.50	29.10	4.56	0.44	4.40	0.32	0.5				
発明鋼 9	0.035	0.81	4.50	24.90	4.51	0.44	4.42	0.36	0.5				
発明鋼 10	0.036	0.81	4.49	24.95	4.62	0.45	4.43	0.45	0.5				
発明鋼 11	0.032	0.80	4.48	24.97	6.09	0.45	4.33	0.30	0.5				0.1
発明鋼 12	0.031	0.78	4.58	25.02	4.39	0.46	4.38	0.32	0.5	0.1	0.1	0.05	
比較鋼 1	0.028	0.60	0.80	17.20	-	2.50	12.2	0.02					
比較鋼 2	0.075	0.60	0.80	17.10	-	2.45	12.1	0.02					
比較鋼 3	0.030	0.79	4.63	25.43	4.60	0.49	4.35	0.18					
比較鋼 4	0.031	0.81	4.45	24.55	4.52	0.37	4.40	0.22					
比較鋼 5	0.030	0.80	4.50	25.14	2.03	0.44	4.46	0.26					
比較鋼 6	0.030	0.80	4.62	21.30	4.59	0.55	4.30	0.24					

10

20

30

40

鋼種	降伏応力 (MPa)	伸び率 (%)	腐食率 (mm/year)
参考例 1	550	23.0	0.022
発明鋼 2	521	21.1	0.037
発明鋼 3	630	20.0	0.057
発明鋼 4	689	17.5	0.052
発明鋼 5	655	18.0	0.026
発明鋼 6	620	30.0	0.005
発明鋼 7	690	19.3	0.038
参考例 8	730	18.7	0.028
発明鋼 9	620	32.0	0.043
発明鋼 10	555	34.5	0.013
発明鋼 11	663	24.4	0.021
発明鋼 12	657	25.4	0.031
比較鋼 1	220	55.0	0.617
比較鋼 2	290	52.0	0.702
比較鋼 3	680	8.6	0.195
比較鋼 4	649	18.9	0.121
比較鋼 5	600	27.2	0.198
比較鋼 6	565	29.5	0.205

【 0 0 7 4 】

表 6 からわかるように、オーステナイトステンレス鋼（比較鋼 1 と 2 ）は、産業界で最も広範に使用されているが、約 220-290MPa の降伏応力と、50% を超える室温延性を有した。それに対して、本発明鋼及び参考例は 520-730MPa の降伏応力を有し、これは比較鋼の 2 倍高く、そして 17.5-34.5% という優れた室温延性を有した。

【 0 0 7 5 】

10% の $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 溶液中での腐食による質量減少の測定の結果、比較鋼 1 と 2 は、0.617-0.702mm/year と著しく腐食された。しかし、本発明鋼及び参考例の腐食率は 0.005-0.057mm/year であった。すなわち、本発明鋼及び参考例の耐腐食性は、比較鋼の 10 から 100 倍である。上記の結果から、本発明鋼は増加した強度と、向上した耐腐食性の双方を併せ持つということがみてとれる。

【 0 0 7 6 】

比較鋼 3 と 4 は、窒素の含有量が本発明鋼より低い、腐食率が 0.121-0.195mm/year と悪かった。すなわち、比較鋼 3 と 4 の耐腐食性は本発明鋼及び参考例の 1/3 から 1/24 である。比較鋼 5 と 6 は W または Cr の含有量が低い、本発明鋼及び参考例の 1/4 から 1/40 の耐腐食性しか持たなかった。比較鋼 3 から 6 は、降伏応力と伸び率に関しては本発明鋼及び参考例と同等だが、耐腐食性が低いため、比較鋼は、高い耐腐食性が要求される構造部品には適用できない。

【 0 0 7 7 】

結果として、本発明鋼は、304 型や 316 型などのオーステナイトステンレス鋼または SAF2205 のような従来の鋼種に比べて優れた耐腐食性をもち、また、降伏応力も優れている。それゆえ、本発明鋼は、化学設備、発電所、海洋関係の設備の寿命をのばすことができ、稼働効率の向上に寄与することが可能である。

【 0 0 7 8 】

10

20

30

40

50

実施例 4

下の表 7 に示すような組成をそれぞれ持つ、種々の二相ステンレス鋼と 3 種類の市販のオーステナイトステンレス鋼を、真空炉中で溶解、鑄造し、インゴットにした。そのインゴットを加熱炉中で 2 時間、温度 1,100-1,200 で溶体加熱し、試料を得た。

【 0 0 7 9 】

室温での引っ張り試験の実行に際し、インゴットあるいは試料は、前に述べた条件下で溶体加熱され、その後水冷された。耐腐食性は、室温で、10%の $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 溶液中で72時間での試料の質量減少で測定した。試験鋼種の腐食率を下の表 7 にまとめる。一方、試料から直径10mm、長さ120mmの棒状の引っ張り用試料を製造し、局所的に1,050 に加熱することによる、加熱引っ張り試験をおこなった。そして、断面収縮率の測定により熱間加工性を調べた。インゴットの溶体化熱処理から得られる試料を使って熱間加工性を調べる理由は、熱間加工の工程は、通常は、インゴットを鑄造し、そのインゴットの溶体加熱の後すぐに実行されるからである。本発明鋼の降伏応力と熱間加工性は、溶体加熱された鋼と比較して、熱間加工後に著しく向上している。その理由は、鋼が熱間加工の工程を施されると、その内部組織はより微細になるからである。これとは別に、室温の引っ張り試験は、ゲージ長が25mm超で、厚さ3mm、幅5mmの断面積を持つ、板状の引っ張り試験用試料を用いて行なわれた。

【 0 0 8 0 】

【 表 7 】

鋼種	化学組成 (wt.%)										熱間		
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	Ni	Cu	N	その他	加工性 (%)	腐食率 (mm/year)	降伏応力 (MPa)
試料 1	0.022	0.4	0.77	23.1	-	3.27	5.53	-	0.15	-	41	0.352	545 X
試料 2	0.022	0.4	0.79	23.0	-	3.15	8.40	-	0.15	-	27	-	410 X
試料 3	0.031	0.8	0.98	25.2	-	4.10	6.86	-	0.26	-	38	0.016	605 X
試料 4	0.036	0.8	1.00	26.7	-	3.20	5.60	1.80	0.20	-	46	0.032	680 X
試料 5	0.035	0.8	0.99	21.9	-	5.01	7.18	-	0.24	-	35	0.022	545 X
試料 6	0.027	0.6	4.15	23.0	-	3.12	5.45	-	0.15	-	66	0.315	550 参考例
試料 7	0.025	0.6	4.52	22.9	-	3.10	8.47	-	0.15	-	58	-	415 参考例
試料 8	0.023	0.5	2.41	23.0	-	3.02	8.72	-	0.16	0.0035Ca 0.0042B	57	-	408 参考例
試料 9	0.022	0.5	2.53	22.9	-	3.05	8.60	-	0.16	0.0035Mg 0.0034B	57	-	495 参考例
試料 10	0.025	0.5	2.63	23.0	-	3.12	8.68	-	0.16	0.0022Mg	67	-	488 参考例
試料 11	0.022	0.4	3.52	23.0	-	3.10	8.63	-	0.16	0.0043B	55	-	445 参考例
試料 12	0.026	0.6	3.05	25.2	-	4.15	7.05	-	0.30	-	54	-	540 参考例
試料 13	0.062	0.8	0.94	24.4	5.21	-	6.19	0.46	0.29	-	35	0.023	560 X
試料 14	0.028	0.8	4.52	24.2	6.02	-	4.75	-	0.26	-	66	0.022	612 参考例
試料 15	0.022	0.4	0.80	22.7	2.51	1.49	5.54	-	0.16	-	49	-	490 X
試料 16	0.023	0.4	0.81	22.7	2.55	1.48	8.88	-	0.15	-	37	-	410 X
試料 17	0.032	0.8	0.94	24.4	3.51	0.76	7.19	0.46	0.29	-	35	0.023	545 X
試料 18	0.032	0.8	0.98	24.6	3.30	2.67	6.90	1.33	0.29	-	21	0.015	640 X

試料 19	0.032	0.8	0.96	24.9	2.09	3.09	7.10	0.45	0.27	-	45	0.021	642	X
試料 20	0.018	0.8	4.08	25.0	4.35	0.45	4.69	0.48	0.27	-	65	0.118	521	O
試料 21	0.032	0.8	4.54	25.0	4.30	0.48	4.57	0.49	0.27	-	61	0.177	630	O
試料 22	0.049	0.8	4.80	24.8	4.52	0.56	4.40	0.48	0.27	-	55	0.082	689	O
試料 23	0.092	0.8	4.61	25.0	4.64	0.48	4.37	0.49	0.29	-	58	0.036	655	O
試料 24	0.030	0.8	4.62	21.3	3.59	0.56	4.30	0.49	0.24	-	55	0.077	575	O
試料 25	0.032	0.9	4.80	23.5	4.81	0.58	4.52	0.49	0.30	-	54	0.007	596	O
試料 26	0.032	0.8	4.60	27.1	4.61	0.46	4.50	0.48	0.32	-	63	0.009	580	O
試料 27	0.030	0.8	4.45	24.9	4.62	0.49	4.40	0.50	0.18	-	78	0.346	678	O
試料 28	0.031	0.8	4.63	25.4	4.60	0.57	4.35	0.49	0.22	-	67	0.082	649	O
試料 29	0.022	0.6	3.10	23.5	4.52	0.72	4.51	0.48	0.21	-	63	0.092	632	O
試料 30	0.025	0.7	2.31	23.5	5.01	0.65	4.52	0.47	0.23	-	58	0.095	650	O
試料 31	0.035	0.8	4.50	24.9	4.51	0.44	4.42	0.47	0.36	-	52	0.043	620	O
試料 32	0.036	0.8	4.49	25.0	4.62	0.45	4.43	0.47	0.45	-	50	0.017	555	O
試料 33	0.030	0.8	4.50	25.1	2.03	0.44	4.46	0.47	0.26	-	57	0.363	605	O
試料 34	0.032	0.8	4.48	25.0	6.09	0.45	4.33	0.45	0.30	-	68	0.006	635	O
試料 35	0.030	0.6	4.46	23.2	4.30	0.47	4.29	0.49	0.34	0.0021Mg 0.0034B	55	-	560	O
試料 36	0.030	0.8	2.51	25.0	3.60	0.83	7.03	0.52	0.23	0.67Zr	62	0.020	610	O
試料 37	0.043	0.5	2.37	24.0	3.70	0.80	6.63	0.47	0.31	0.12V	61	0.018	530	O
試料 38	0.031	0.8	2.49	25.2	3.52	0.80	6.95	0.51	0.30	0.13Nb	60	0.022	600	O
試料 39	0.029	0.8	2.54	25.1	3.41	0.79	7.01	0.51	0.17	0.29Ti	76	0.019	630	O
試料 40	0.028	0.7	4.51	24.6	4.52	0.45	4.52	-	0.23	0.05Ta	89	-	657	O
試料 41	0.027	0.8	4.35	24.3	4.61	0.49	4.57	-	0.23	0.01Ce, 0.005Al	70	-	645	O

10

20

30

316L	0.028	0.6	0.80	17.2	-	2.50	12.2	-	0.043	-	-	0.617	220	X
316	0.075	0.6	0.80	17.1	-	2.45	12.1	-	0.020	-	-	0.702	290	X
304	0.030	0.8	1.00	19.3	-	-	10.7	-	0.033	-	68	7.065	289	X
比較鋼 1	0.030	0.8	5.25	25.2	-	2.51	6.15	2.81	0.28	-	28	0.105	455	X
比較鋼 2	0.028	0.8	0.99	25.0	-	4.08	6.99	-	0.31	-	34	0.016	610	X

O: 発明鋼 X: 比較鋼

全ての試料で、SとPそれぞれの含有量は0.03%より低く制限され、酸素の含有量は0.025%より低く制限される。

【0081】

表7の中で、316L、316、304はオーステナイトステンレス鋼であり、産業界で最も広範に使用されているが、その降伏応力は約220-290MPaである。それに対して、本発明鋼では、降伏応力に関しては、これらのオーステナイトステンレス鋼よりも120-400MPaも高い。316L、316、304の腐食率は0.617-7.065mm/yearの範囲にある。一方、本発明鋼の腐食率は0.007-0.363mm/yearの範囲にあり、優れた耐腐食性を示している。

【0082】

試料1-5は従来市販されている、Moを含有する(Wを含有しない)二相ステンレス鋼であり、本発明鋼とほとんど同じ程度の降伏応力と耐腐食性を示している。このような長所があるにもかかわらず、これらは熱間加工性が非常に低いことや、不良率が特にジンジャーミルにおいて非常に高いという難しい問題をもつ。試料1-5の熱間加工性(断面収縮率)は27-46%の範囲であり、非常に悪い値である。しかし、本発明に従うMn含有

10

20

30

40

50

量の参考例では、熱間加工性（断面収縮率）は52-66%であり、試料1 - 5と比較して50%を超えるまで熱間加工性の向上が図られている。

【0083】

上記と同様な結果がWを含有する（Moを含有しない）二相ステンレス鋼においても得られた。試料13はWを含有する（Moを含有しない）二相ステンレス鋼である。Mnの含有量が低いので、約35%という非常に低い熱間加工性を呈した。試料14はMnの含有量が4.52wt%であるが、66%という断面収縮率を示した。これは試料13に比べて88%も断面収縮率が向上している。

【0084】

上記と同様な結果がMo-Wを含有する二相ステンレス鋼でも得られた。試料15 - 19は従来市販されている鋼であり、これらの熱間加工性は非常に悪い、すなわち21-49%である。しかし、対する本発明鋼では、本発明に従うMn含有量であるが、断面収縮率に関して50-78%までに向上した。具体的にいうと、試料15は、合金の添加量とNの含有量が比較的低く、49%の断面収縮率をもつが、比較として使った、MnやMo-Wの低い二相ステンレス試料の中では最も高い値であった。一方、対する本発明鋼の中では、試料27のMn含有量が比較的高いが、78%の断面収縮率を示し、試料15より約59%高かった。試料18は、合金の添加量と窒素の含有量が比較的高いが、断面収縮率が21%であり、最も低い値であった。しかし、試料34は、試料18と類似した組成を持つが、断面収縮率が68%であり、試料18と比較して、熱間加工性が約3倍超向上するという結果となった。

【0085】

図1は様々な二相ステンレス鋼について、Mnの含有量が熱間加工性に及ぼす影響を示したグラフである。本発明鋼は、従来市販されているMn含有量が低いステンレス鋼に比べて、顕著に向上した熱間加工性を呈した。図1の中で、Aタイプ（試料1、4、6、27など）は合金の添加量と窒素の含有量が比較的低いグループであり、Bタイプ（試料5、17、12、34など）は合金の添加量と窒素の含有量が高いグループである。図1から見てとれるように、合金の添加量と窒素の含有量にかかわらず、Mnの含有量が増加するにつれて、熱間加工性は徐々に向上する。この結果は、Mnの含有量が増加するにつれて熱間加工性が低下する、という通常の認識と全く逆である。

【0086】

図2(a)は、Mn含有量の低い二相ステンレス鋼とMn含有量の高いもの（試料1から12）について、Moの熱間加工性に及ぼす影響を示したグラフである。Mnの含有量が増加するにつれて、熱間加工性が向上するという事実が直接示されている。図2(a)に示されるように、Mnの含有量に関わらず、Moの含有量が増加するにつれて、熱間加工性が減少する。図2(b)は、Moを含有する二相ステンレス鋼において、Moの含有量が一定の場合には、Mnの含有量が増加するにつれて、熱間加工性が向上することを示している。

【0087】

図3はWまたはW-Moを含有する二相ステンレス鋼（試料13から41）において、WまたはW-Moの含有量と熱加工性の関係を示している。図3はMnの含有量が増加するにつれて、熱間加工性が向上するという図1の結果を支持するものである。従来の、Mnを1%含有する鋼に関しては、WまたはW-Moの含有量が増加するにつれて、熱間加工性は連続的に減少する、一方、Mnの含有量の高い本発明鋼に関しては、WまたはW-Moの含有量が増加するにつれて、熱間加工性は連続的に増加する。従って、本発明鋼では、MnとWを複合して添加した場合には、合金の添加量が高くても熱間加工性がさらに向上する。

【0088】

一方、MoやW、またはW-Moを含有する鋼では、Cuの含有量が1%を超えると、試料4と18および従来鋼1（米国特許第4,657,606）から見てとれるように、熱間加工性が非常に悪い。結果として、過剰なCuの添加は熱間加工性を著しく減少させる。

【 0 0 8 9 】

実施例 5

本発明鋼（例えば試料 2 8）を鑄造し、1,050から1,250 の温度で溶体加熱した。その物理的性質を下の表 8 に示す。

【 0 0 9 0 】

表 8 から見てとれるように、強度が優れており、耐腐食性、延性、耐衝撃性などが向上した。

【 0 0 9 1 】

【表 8】

処理条件	降伏応力 (MPa)	伸び率 (%)	衝撃 エネルギー (J)	腐食率 (mm/year)
鑄造状態のまま	606	14.8	11.6	0.225
1,100℃/2hr	662	19.8	185.0	-
1,150℃/2hr	659	20.2	-	0.067
1,200℃/2hr	649	19.0	96.0	0.082

10

【 0 0 9 2 】

実施例 6

本発明鋼（試料 2 8）と比較鋼（試料 1 7）の熱間加工性を測定した。結果を図 4 に示す。

20

【 0 0 9 3 】

図 4 に示されるように、本発明鋼は比較鋼よりも熱間加工性に優れていることが見てとれる。本発明鋼（試料 2 8）は90-99.52%もの断面収縮率を示し、一方、比較鋼（試料 1 7）は55-83%の断面収縮率を示した。結果として、本発明鋼に対するよりも高い温度を、比較鋼に必然的に適用しなければならない。すなわち、比較鋼を適切に熱間加工するためには、加工温度を上げなければならない。その結果熱間加工性が低いとともに、過剰なエネルギーが消費され、不良率の増加という結果を招く点で問題がある。本発明鋼の熱間加工はより低い温度で開始することが可能である。

30

【 0 0 9 4 】

本発明鋼の熱間加工性は比較鋼より優れているが、1000 より低い温度では熱間加工性が減少する。それゆえ、本発明鋼の熱間加工は1000 を超える温度で終結すべきである。

【 0 0 9 5 】

一方、試料 2 8 で、1000から700 の温度範囲で形成する析出物の量（主にシグマ相）を、いろいろな冷却速度で測定した。それから、試料 2 8 は700 から室温まで空冷した。その定量的結果を表 9 に示す。表 9 に示されるように、冷却速度 1 /min.では6.5%の析出物が形成され、5 /min.では0.8%の析出物が形成され、そして50 /min.ではほとんど析出物が形成されない。析出物（主にシグマ相）が形成される場合には、鋼の靱性が急激に劣化した。その結果、冷却中に内部に亀裂が生じやすくなり、ステンレス鋼製品の耐腐食性と冷間加工性が劣化した。一般に、析出物の量は2%未満に制限するのが好ましい。

40

【 0 0 9 6 】

【表 9】

冷却速度	1℃/min	5℃/min	50℃/min	100℃/min
析出物の量 (%)	6.5	0.8	0	0

【 0 0 9 7 】

50

実施例 7

表 7 の本発明鋼（試料 2 9）と従来鋼 2 を鑄造した、鑄造したスラブの内部の写真を図 5 に示す。

【0098】

本発明鋼（試料 2 9）は Mn の含有量が高いことにより鑄造性に優れていた。本発明鋼は、従来の二相ステンレス鋼と比較して、ソフトピレットやインゴットの内部での亀裂の発生が少ないという長所をもつ。図 5 (a) に示すように、従来鋼 2 に関しては、インゴット中での収縮巣の形成をさけるためにインゴットモールドの上部に熱スリーブをかぶせるが、収縮巣は、最終的には全鑄造スラブの 65% に形成された。それに対して、本発明鋼（試料 2 9、図 5 (b) 参照）に関しては、収縮巣は全鑄造スラブの 15% にしか形成されなかつた。従って、Mn の含有量が高い本発明鋼は鑄造欠陥の減少にも寄与する。

10

【0099】

産業上の利用分野

これまでの記述から明らかなように、本発明は、304 型や 316 型などのオーステナイトステンレス鋼種に比べて、耐腐食性、強度および熱間加工性に優れている二相ステンレス鋼を提供する。本発明の二相ステンレス鋼は鑄造性に優れ、ゆえに薄い製品や複雑な形状の製品へと容易に鑄造できる。特に、高い熱間加工性により、本発明の二相ステンレス鋼は、鋼板やワイヤ、棒状体や鋼管などの最終形態製品の製造が可能である。

【0100】

本発明の好ましい実施態様を例示のために開示したが、当業者は請求項に開示された本発明の本質から離れない様々な改良、付加や置き換えをすることができる。

20

【図面の簡単な説明】

【図 1】 Mn の含有量に対する熱間加工性（断面収縮率）を示すグラフである。

【図 2】 図 2 (a) は Mn の含有量の低い二相ステンレス鋼と Mn の含有量の高い二相ステンレス鋼での、Mo の含有量に対する熱間加工性（断面収縮率）を示すグラフである。図 2 (b) は Mo の含有量を一定にしたときの、Mn の含有量に対する熱間加工性（断面収縮率）を示すグラフである。

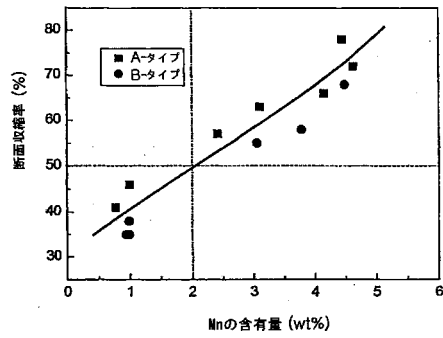
【図 3】 Mn の含有量の低い二相ステンレス鋼と Mn の含有量の高い二相ステンレス鋼での、W の含有量に対する熱間加工性（断面収縮率）を示すグラフである。

【図 4】 本発明鋼と比較鋼の、温度に対する熱間加工性（断面収縮率）を示すグラフである。

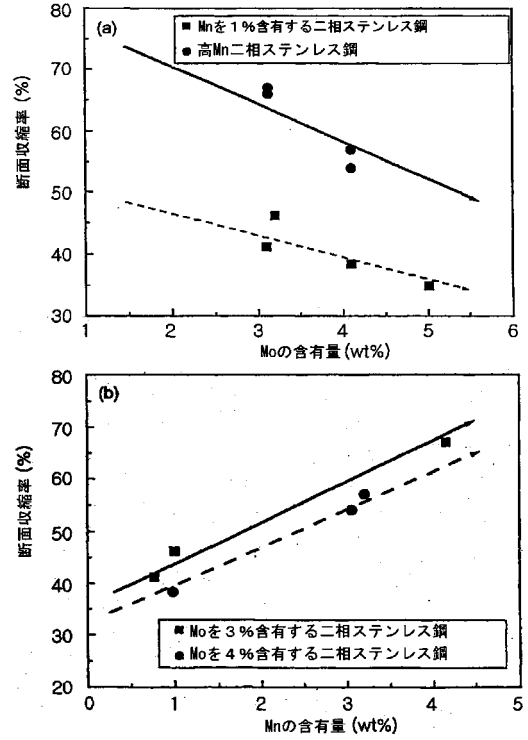
30

【図 5】 図 5 (a) は従来鋼の鑄造スラブの内部の写真である。図 5 (b) は本発明鋼の鑄造スラブの内部の写真である。

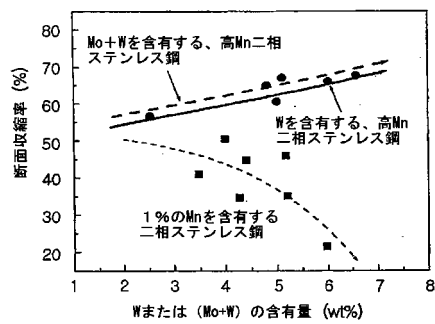
【図 1】



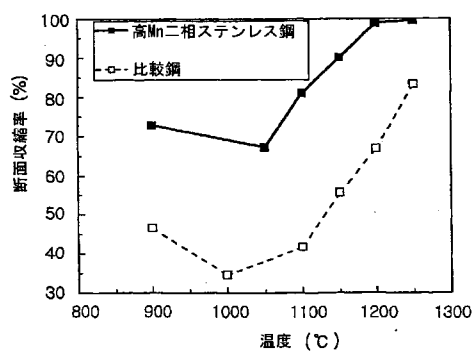
【図 2】



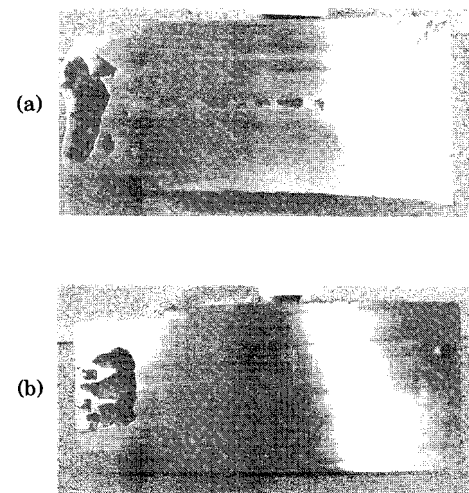
【図 3】



【図 4】



【図 5】



フロントページの続き

(72)発明者 マ ボン ヤー

大韓民国、790-330、キョンサンブック - ド、ポーハング - シ、ナン - ク、ヒョジャ - ドン、サン 32、リサーチ インスティテュート オブ インダストリアル サイエンス アンド テクノロジー内

審査官 小川 武

- (56)参考文献 特開平08-013094(JP,A)
特表2003-503596(JP,A)
国際公開第01/000898(WO,A1)
特開平09-302446(JP,A)
特開平09-031604(JP,A)
特開平08-041600(JP,A)
特表平08-511829(JP,A)
特開平04-072013(JP,A)
特開昭61-023713(JP,A)
特開昭61-130461(JP,A)
特開平11-050143(JP,A)
特開平06-041697(JP,A)
特開平10-060598(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00-38/60

C21D 6/00

C21D 8/00- 8/04