

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6190367号
(P6190367)

(45) 発行日 平成29年8月30日(2017.8.30)

(24) 登録日 平成29年8月10日(2017.8.10)

(51) Int. Cl.		F I			
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 2 H		
C 2 2 C 38/58	(2006.01)	C 2 2 C 38/58			

請求項の数 16 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2014-529038 (P2014-529038)	(73) 特許権者	591064047
(86) (22) 出願日	平成24年9月5日(2012.9.5)		オウトクンプ オサケイティオ ユルキネン
(65) 公表番号	特表2014-526613 (P2014-526613A)		OUTOKUMPU OYJ
(43) 公表日	平成26年10月6日(2014.10.6)		フィンランド共和国 エフアイー0018
(86) 国際出願番号	PCT/FI2012/050858		1 ヘルシンキ、サルミサアレンランタ
(87) 国際公開番号	W02013/034804		1 1
(87) 国際公開日	平成25年3月14日(2013.3.14)	(74) 代理人	100079991
審査請求日	平成26年4月7日(2014.4.7)		弁理士 香取 孝雄
審査番号	不服2016-619 (P2016-619/J1)	(72) 発明者	オリベル、 ヤメス
審査請求日	平成28年1月14日(2016.1.14)		スウェーデン王国 エス-749 72
(31) 優先権主張番号	20110291		フヤルドフンドラ、 シムトゥナ ウルレ
(32) 優先日	平成23年9月7日(2011.9.7)		ラケル 4
(33) 優先権主張国	フィンランド(FI)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 二相ステンレス鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

塑性変形の際、準安定の残留オーステナイトからマルテンサイトへの変態（TRIP効果）を利用した高い成形性およびマンガンバランスのとれた孔食指数を有し高い耐食性を有するフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼において、

該二相ステンレス鋼は、0.04重量%未満の炭素、0.7重量%未満のケイ素、2.5重量%未満のマンガン、18.5~22.5重量%のクロム、0.8~4.5重量%のニッケル、0.6~1.4重量%のモリブデン、1重量%未満の銅、0.10~0.24重量%の窒素を含有し、残余は鉄およびステンレス鋼中に生じる不可避の不純物であり、

孔食指数値（PRE）が27~29.5の範囲を有し、かつ、測定された M_{d30} 温度が10~70 の範囲にあるときに、 $19.14 - 0.39 (Cu + Mo) < (Si + Cr) < 22.45 - 0.39 (Cu + Mo)$ かつ $0.1 < (C + N) < 0.78 - 0.06 (Mn + Ni)$ の不等式が成り立ち、

微細構造中のオーステナイト相の割合は45~75容積%で、残余がフェライトであることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 2】

請求項 1 に記載の二相ステンレス鋼において、微細構造中のオーステナイト相の割合は55~65容積%であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 3】

請求項 1 または 2 に記載の二相ステンレス鋼において、クロム含有量は19.0~22重量%であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

10

20

【請求項 4】

請求項 1 ないし 3 のいずれかに記載の二相ステンレス鋼において、ニッケル含有量は1.5~3.5重量%であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 5】

請求項 1 ないし 4 のいずれかに記載の二相ステンレス鋼において、マンガン含有量は2.0重量%未満であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 6】

請求項 1 ないし 5 のいずれかに記載の二相ステンレス鋼において、銅含有量は最大0.7重量%であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 7】

請求項 1 ないし 6 のいずれかに記載の二相ステンレス鋼において、モリブデン含有量は1.0~1.4重量%であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 8】

請求項 1 ないし 7 のいずれかに記載の二相ステンレス鋼において、窒素含有量は0.16~0.21重量%であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 9】

請求項 1 ないし 8 のいずれかに記載の二相ステンレス鋼において、該ステンレス鋼は、0.04重量%未満のAl、0.003重量%未満のホウ素、0.003重量%未満のカルシウム、0.1重量%未満のセリウム、最大1重量%のコバルト、最大0.5重量%のタングステン、最大0.1重量%のニオブ、最大0.1重量%のチタン、最大0.2重量%のパナジウムのうち少なくとも1つ以上の追加元素を含有することを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 10】

請求項 1 ないし 9 のいずれかに記載の二相ステンレス鋼において、該ステンレス鋼は、不可避の不純物として0.010重量%未満のSと0.040重量%未満のPによるS+P合計量を0.04重量%未満含有し、全酸素含有量が100ppm未満であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 11】

請求項 1 に記載の二相ステンレス鋼において、臨界孔食温度CPTは、20~33 の範囲内にあることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項 12】

請求項 1 に記載の二相ステンレス鋼において、Si+Cr合計量の範囲を19.7~21.45重量%およびCu+Mo合計量の範囲を1.3~1.9重量%としたときの図3のp'、q'、r'、s'、t'およびu'の範囲の枠内の化学組成領域が下記の対応する名称を付けた座標位置の重量%によって画成されることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【表 8】

	Si+Cr %	Cu+Mo %	C+N %	Mn+Ni %
p'	20.4	1.8	0.28	4.3
q'	19.8	1.3	0.28	7.0
r'	20.2	1.7	0.17	7.0
s'	20.1	1.7	0.10	5.2
t'	20.9	1.9	0.10	1.5
u'	20.6	1.9	0.16	0.8

10

20

30

40

50

【請求項13】

請求項1に記載の二相ステンレス鋼において、該鋼は、インゴット、スラブ、ブルーム、ビレット、中・厚板、薄板、鋼帯、コイル、バー、ロッド、ワイヤ、異形材および形鋼、継ぎ目なしおよび溶接鋼管類、金属粉、成形した形状物として製造されることを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼。

【請求項14】

塑性変形の際、準安定の残留オーステナイトからマルテンサイトへの変態（TRIP効果）を利用した高い成形性およびマンガンバランスのとれた孔食指数を有し高い耐食性を有するフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼の生産方法において、

該二相ステンレス鋼は、0.04重量%未満の炭素、0.7重量%未満のケイ素、2.5重量%未満のマンガン、18.5～22.5重量%のクロム、0.8～4.5重量%のニッケル、0.6～1.4重量%のモリブデン、1重量%未満の銅、0.10～0.24重量%の窒素を含有し、残余は鉄およびステンレス鋼中に生じる不可避の不純物であり、

孔食指数値（PRE）が27～29.5の範囲を有し、かつ、測定された M_{d30} 温度が10～70の範囲にあるときに、 $19.14 - 0.39(Cu + Mo) < (Si + Cr) < 22.45 - 0.39(Cu + Mo)$ かつ $0.1 < (C + N) < 0.78 - 0.06(Mn + Ni)$ の不等式が成り立ち、

微細構造中のオーステナイト相の割合が45～75容積%で、残余がフェライトである二相ステンレス鋼を900～1200の温度範囲で熱処理することによって生産することを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼の生産方法。

【請求項15】

請求項14に記載の生産方法において、前記二相ステンレス鋼を950～1150の温度範囲で熱処理することによって生産することを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼の生産方法。

【請求項16】

請求項14または15に記載の生産方法において、微細構造中のオーステナイト相の割合が55～65容積%である二相ステンレス鋼を生産することを特徴とするフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼の生産方法。

【発明の詳細な説明】

【詳細な説明】

【0001】

本発明は、TRIP（変態誘起塑性）効果による高い成形性、高耐食性、および最適化された孔食指数（PRE）を有するフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼に関するものである。

【0002】

変態誘起塑性（TRIP）効果とは、塑性変形の際、課された応力またはひずみの結果としての準安定の残留オーステナイトからマルテンサイトへの変態を言う。この特性によって、TRIP効果を有するステンレス鋼は、優れた強度を保持しながら高い成形性を備えることが可能となる。

【0003】

フィンランド特許出願第20100178号により、良好な成形性および高伸長性を有するフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼の製造方法が知られている。これは、重量パーセントで0.05%未満のC、0.2～0.7%のSi、2～5%のMn、19～20.5%のCr、0.8～1.35%のNi、0.6%未満のMo、1%未満のCu、0.16～0.24%のNを含み、残余は鉄および不可避の不純物である。フィンランド特許出願第20100178号のステンレス鋼は、熱処理状態にてステンレス鋼の微細構造が45～75%のオーステナイトを含有し残りの微細構造がフェライトであるように熱処理される。さらに、変態誘起塑性（TRIP）をステンレス鋼の成形性改善に利用するためには、ステンレス鋼の M_{d30} 測定温度は0から50の間に調節される。 M_{d30} 温度はTRIP効果に対するオーステナイトの安定性の尺度であり、真ひずみ0.3によってオーステナイトの50%がマルテンサイトに変態する温度として定義される。

【0004】

本発明の目的は、フィンランド特許出願第20100178号に記載の二相ステンレス鋼の特性を改善すること、ならびに少なくともニッケル、モリブデンおよびマンガンの含有量を変えた新たな化学組成を有し、TRIP効果を利用する新たなフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼を実現することである。本発明の基本的な特徴は、添付の特許請求の範囲に示される。

【 0 0 0 5 】

本発明によれば、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼は、0.04重量%未満のC、0.7重量%未満のSi、2.5重量%未満のMn、18.5~22.5重量%のCr、0.8~4.5重量%のNi、0.6~1.4重量%のMo、1%未満のCu、0.10~0.24%のNを含み、残余が鉄およびステンレス鋼中に生じる不可避の不純物である。硫黄は0.010重量%未満、好ましくは0.005重量%未満に制限され、リン含有量は0.040重量%未満、硫黄+リン(S+P)は0.04重量%未満、そして全酸素含有量は100 ppm未満である。

10

【 0 0 0 6 】

本発明の二相ステンレス鋼は、任意選択により以下の1つまたは複数の元素を含む。すなわち、アルミニウム含有量は最大で0.04重量%とされ、最大値は0.03重量%未満が好ましい。さらに、ホウ素、カルシウムおよびセリウムが任意選択により少量加えられ、ホウ素およびカルシウム含有量は0.003重量%未満、またセリウム含有量は0.1重量%未満が好ましい。任意選択により、コバルトをニッケルの部分置き換えとして最大1重量%まで加えてもよく、またタングステンをモリブデンの部分置き換えとして最大0.5重量%まで加えてもよい。また、任意選択によりニオブ、チタンおよびバナジウムを含む群から1つまたは複数

20

【 0 0 0 7 】

本発明のステンレス鋼によれば、孔食指数(PRE)は良好な耐食性を示すように最適化され、27~29.5の範囲内にある。臨界孔食温度(CPT)は、20~33、好ましくは23~31の範囲内にある。オーステナイト相のTRIP(変態誘起塑性)効果は、良好な成形性を確保するためには、0~90の範囲、好ましくは10~70の範囲の測定された M_{d30} 温度に従って維持される。本発明の二相ステンレス鋼の微細構造におけるオーステナイト相の比率は、TRIP効果にとって好ましい状態を作り出すためには、熱処理状態にて45~75容積%、有利には55~65容積%であり、残余はフェライトである。熱処理は、900から1200、好ましくは950から1150において、溶体化焼鈍、高周波誘導焼鈍または局部焼鈍など種々の熱処理方法を用いて実施できる。

30

【 0 0 0 8 】

微細構造中の種々の元素の効果を以下に記載するが、元素含有量は重量%で示す。

【 0 0 0 9 】

炭素(C)はオーステナイト相に区分化し、オーステナイトの安定性に強い効果を有する。炭素は最大0.04%まで加えてよいが、より高レベルになると耐食性に不利な影響がある。

【 0 0 1 0 】

窒素(N)は二相ステンレス鋼における重要なオーステナイト安定剤であり、炭素と同様にマルテンサイトに抗する安定性を増加させる。窒素も強度、ひずみ硬化、および耐食性を増加させる。 M_{d30} 温度についての大まかな経験的表現によれば、窒素と炭素はオーステナイトの安定性に同様の強い影響力を有する。窒素は、耐食性に悪影響を及ぼすことなしに炭素よりも広範囲にステンレス鋼に加えることができるため、本ステンレス鋼においては0.10から0.24%の窒素含有量が効果的である。最適な特性プロファイルのためには、0.16~0.21%の窒素含有量が好ましい。

40

【 0 0 1 1 】

ケイ素(Si)は通常、還元のために溶解工場でステンレス鋼に加えられ、0.2%未満にすべきでない。ケイ素は二相ステンレス鋼においてフェライト相を安定化させるが、マルテンサイト形成に抗するオーステナイト安定性に及ぼすその安定効果は、現行の式に示さ

50

れているよりも強い。このため、ケイ素は0.7%、好ましくは0.5%を最大とする。

【0012】

マンガン(Mn)はオーステナイト相を安定化させ、ステンレス鋼中の窒素の溶解性を増加させる重要な添加元素である。マンガンは高価なニッケルに部分的に置き換えることができ、ステンレス鋼を適切な相平衡に至らせる。あまりに高レベルの含有量は耐食性を減少させる。マンガンは変態マルテンサイトに抗するオーステナイト安定性により強い効果を有し、そのためマンガン含有量は注意深く扱う必要がある。マンガンの幅は2.5%未満、好ましくは2.0%未満とすべきである。

【0013】

クロム(Cr)は鋼を耐食性とするための主要な添加元素である。フェライト安定剤として、クロムもまたオーステナイト相とフェライト相の間の適切な相平衡を作り出すための主要な添加元素である。これらの機能をもたらすためには、クロムレベルは少なくとも18.5%にすべきであり、実際の用途用にフェライト相を適切なレベルに制限するためには最大含有量を22.5%にすべきである。好ましくはクロム含有量19.0~22%、最も好ましくは19.5%~21.0%である。

10

【0014】

ニッケル(Ni)はオーステナイト相安定化のため、また良好な延性のために必須の合金化元素であり、少なくとも0.8%、好ましくは少なくとも1.5%を鋼に加える必要がある。マルテンサイト形成に抗するオーステナイト安定性に大きな影響力を有するため、ニッケルは狭い範囲内に存在することが必要である。さらに、ニッケルは高コストおよび価格変動のため、本ステンレス鋼において最大4.5%、好ましくは3.5%、より好ましくは2.0~3.5%とすべきである。さらにより好ましくは、ニッケル含有量は2.7~3.5%とすべきである。

20

【0015】

銅(Cu)は通常、原材料の相当量がこの元素を含むステンレススクラップである場合、ほとんどのステンレス鋼において0.1~0.5%の残留物として存在する。銅はオーステナイト相の弱い安定剤であるが、マルテンサイト形成に対する抵抗に強い影響があり、本ステンレス鋼の成形性の評価において考慮する必要がある。最大1.0%まで意図的に添加してよいが、銅含有量は好ましくは最大0.7%、より好ましくは最大0.5%である。

【0016】

モリブデン(Mo)は耐食性を増大させるために添加してよいフェライト安定剤であり、そのため、モリブデン含有量は0.6%超とすべきである。さらに、モリブデンはマルテンサイト形成に対する抵抗を増加させ、他の添加元素と一緒にした場合、モリブデンを1.4%超添加してはならない。モリブデン含有量は1.0%~1.4%が好ましい。

30

【0017】

ホウ素(B)、カルシウム(Ca)およびセリウム(Ce)は、高温加工性を改善する目的で二相鋼に少量添加されるが、過大な量を添加すると他の特性を低下させることがあるため、添加しすぎないようにする。好ましい含有量は、ホウ素およびカルシウムが0.003重量%、セリウムが0.1重量%未満である。

【0018】

二相鋼中の硫黄(S)は高温加工性を低下させ、また耐孔食性に悪影響を及ぼす硫化物系介在物を形成することがある。そのため、硫黄の含有量は0.010重量%未満、好ましくは0.005重量%未満に制限すべきである。

40

【0019】

リン(P)は高温加工性を低下させ、耐食性に悪影響を及ぼすリン化合物粒子や膜を形成することがある。そのため、リン含有量は0.040重量%未満、そして硫黄+リン(S+P)の合計含有量が0.040重量%未満となるよう制限すべきである。

【0020】

酸素(O)と他の残留元素は高温延性に悪影響を及ぼす。このため、その存在を低レベルに抑制することが、き裂の影響を受けやすい高度に合金化した二相グレードについては

50

とくに重要である。酸化物系介在物は、介在物の種類によっては、耐食性（孔食）を低下させることがある。高い酸素含有量は衝撃靱性も低下させる。硫黄と同様に、酸素は溶融池の表面エネルギーを変化させることによって溶け込みを改善する。本発明にとって、望ましい最大酸素レベルは100ppm未満である。金属粉末の場合には、最大酸素含有量は250ppmまで可能である。

【0021】

高窒素含有量の本発明の二相ステンレス鋼において、アルミニウム（Al）は低レベルに保つべきであるが、それは、これら2つの元素が結合して衝撃靱性を低下させる窒化アルミニウムを形成することがあるからである。アルミニウム含有量は0.04重量%未満、好ましくは0.03重量%未満に制限される。

10

【0022】

タングステン（W）はモリブデンと同様の特性を有し、モリブデンに置き換わる場合があるが、タングstenはシグマ相析出を促進することがあり、タングstenの含有量は最大0.5重量%に制限すべきである。

【0023】

コバルト（Co）はその姉妹元素であるニッケルと類似の冶金学的性質を有し、コバルトは鋼および合金製造においてほぼ同じように取り扱ってよい。コバルトは高温において粒成長を抑制し、硬度および高温強度の保持を大幅に改善する。コバルトはキャビテーション浸食抵抗およびひずみ硬化を増大させる。コバルトはスーパー二相ステンレス鋼におけるシグマ相形成のリスクを減少させる。コバルト含有量は最大1.0重量%に制限される。

20

【0024】

「微量合金化」元素、チタン（Ti）、バナジウム（V）およびニオブ（Nb）は、低濃度で鋼の特性を著しく変え、炭素鋼においてはしばしば有益な効果をもたらすため、そのように名付けられたグループに属しているが、二相ステンレス鋼の場合、それらは衝撃特性の低下、表面欠陥レベルの上昇、鋳造および熱間圧延中の延性の低下等の望まれない特性変化にも寄与する。これらの効果の多くは、炭素との、そして最新の二相ステンレス鋼の場合とはくに窒素との強い親和性に依存している。本発明において、ニオブおよびチタンは最高レベル0.1%に制限すべきであるのに対し、バナジウムは有害性が低く、0.2%未満とすべきである。

【図面の簡単な説明】

30

【0025】

図面を参照して、本発明をさらに詳しく説明する。

【図1】試験した本発明の合金の最小および最大 $M_{d_{30}}$ 温度ならびにPRE値の元素含有量Si + CrとCu + Moの間における依存関係を示す図である。

【図2】図1の試験した本発明の合金の最小および最大 $M_{d_{30}}$ 温度ならびにPRE値の元素含有量Si + CrとCu + Moの間における依存関係を、C + NおよびMn + Niが一定値である実施例について示す図である。

【図3】試験した本発明の合金の最小および最大 $M_{d_{30}}$ 温度ならびにPRE値の元素含有量C + NとMn + Niの間における依存関係を示す図である。

【図4】図3の試験した本発明の合金の最小および最大 $M_{d_{30}}$ 温度ならびにPRE値の元素含有量C + NとMn + Niの間における依存関係を、Si + CrおよびCu + Moが一定値である実施例について示す図である。

40

【発明を実施するための形態】

【0026】

元素の効果に基づき、本発明のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼の化学組成を表1におけるAからGの名称で示す。表1には、参照用のフィンランド特許出願第2010178号の二相ステンレス鋼の化学組成もHの名称で含む。表1のすべての含有量は重量%表示である。

【0027】

【表 1】

合金	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Cu %	N %	Mo %
A	0.03	0.30	0.50	20.7	4.0	0.42	0.165	1.27
B	0.023	0.29	1.4	20.4	3.5	0.41	0.162	0.99
C	0.024	0.28	1.36	20.6	2.7	0.42	0.18	1.14
D	0.02	0.37	1.82	19.6	1.7	0.42	0.198	1.17
E	0.021	0.31	0.76	20.1	2.9	0.42	0.194	1.19
F	0.017	0.33	0.83	19.8	3.1	0.41	0.19	1.2
G	0.026	0.46	0.99	20.08	3.03	0.36	0.178	1.19
H	0.04	0.40	3.0	20.2	1.2	0.40	0.22	0.40

10

【 0 0 2 8 】

合金A～Fは、真空誘導炉により60kgの実験室規模で製造し、熱間圧延および冷間圧延によって厚み1.5 mmの小さなスラブとした。合金Gは、100ton規模で製造し、熱間圧延および冷間圧延によって多様な最終寸法のコイル状とした。表1の値を比較すると、本発明の二相ステンレス鋼の炭素、窒素、マンガン、ニッケル、モリブデンの含有量は参照用ステンレス鋼Hと相当に異なっている。

20

【 0 0 2 9 】

各特性、 M_{d30} 温度、臨界孔食温度 (CPT) およびPREの値は表1の化学組成から決定され、その結果を次の表2に示す。

【 0 0 3 0 】

表2のオーステナイト相の M_{d30} 予測温度 (M_{d30} Nohara) は、1050 で焼鈍した時のオーステナイトステンレス鋼について決定されたNohara式 (1)

$$M_{d30} = 551 - 462 (C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 29 (Ni + Cu) - 18.5Mo - 68Nb \quad (1)$$

30

を用いて計算を行った。

【 0 0 3 1 】

表2の実際に測定された M_{d30} 温度 (M_{d30} 測定温度) は、種々の温度で引張用試料に真ひずみ0.30を与え、サトマガン装置を用いて変態マルテンサイトの比率を測定することにより決定された。サトマガンは磁気天秤であり、試料を飽和磁場中に置き、試料によって誘起された磁力および重力を比較することによって強磁性相の割合を決定する。

【 0 0 3 2 】

表2の計算された M_{d30} 温度 (M_{d30} 計算温度) は、多変数最適化に従って得られ、その計算から式 (3) および式 (4) も導き出されている。

40

【 0 0 3 3 】

臨界孔食温度 (CPT) はASTM G150試験に従って1M塩化ナトリウム (NaCl) 溶液中で測定され、この臨界孔食温度 (CPT) 未満では孔食が起こりえず、非動態的挙動のみが見られる。

【 0 0 3 4 】

孔食指数 (PRE) は式 (2) :

$$PRE = \%Cr + 3.3 \times \%Mo + 30 \times \%N - \%Mn \quad (2)$$

50

を用いて計算される。

【 0 0 3 5 】

表 1 の合金についてのC+N、Cr+Si、Cu+MoおよびMn+Niの重量%での合計元素含有量も表 2 中に計算されている。C+Nの合計およびMn+Niの合計がオーステナイトの安定剤を意味する一方、Si+Crの合計はフェライトの安定剤を意味し、Cu+Mo元素合計はマルテンサイト形成に対する抵抗力を有する。

【 0 0 3 6 】

【表 2】

合金	C+N %	Si+Cr %	Mn+Ni %	Cu+Mo %	M _{d30} 計算 値 ℃	M _{d30} Nohara ℃	M _{d30} 測定 値 ℃	CPT ℃	PRE %
A	0.195	21	4.5	1.7	7.7	-18.4	12.5	29.2	29.3
B	0.185	20.7	4.9	1.4	19.9	6.5	22	22.5	27.1
C	0.204	20.9	4.1	1.6	17.2	-5.5	15.5	25.2	28.4
D	0.218	19.97	3.52	1.59	44.7	21.8	32.5	-	27.6
E	0.215	20.41	3.66	1.61	27.7	6.3	30.0	25.3	29.1
F	0.207	20.13	3.93	1.61	36.9	-8.1	56.0	22.8	28.6
G (1.5mm)	0.204	20.54	4.02	1.55	29.6	5	19	30.0	28.4
G (2.5mm)	0.204	20.54	4.02	1.55	29.6	5	21	30.6	28.4
H	0.26	20.7	4.3	1.0	24.9	23	27	<10	25

10

20

【 0 0 3 7 】

表 2 の数値を比較すると、27～29.5の範囲にあるPRE値は参照用二相ステンレス鋼HのPRE値よりはるかに高く、それは合金A～Gの耐食性がより高いことを意味している。臨界孔食温度CPTは21～32 の範囲にあり、EN 1.4401および同等品等のオーステナイト系ステンレス鋼のCPTよりはるかに高い。

30

【 0 0 3 8 】

Nohara式(1)を用いて予測したM_{d30}温度は、表 2 の合金について測定したM_{d30}温度と本質的に異なっている。さらに、表 2 から、計算されたM_{d30}温度が測定されたM_{d30}温度とよく合致し、計算に用いた多変数最適化が本発明の二相ステンレス鋼に非常に適していることが分かる。

【 0 0 3 9 】

本発明の二相ステンレス鋼のC+N、Si+Cr、Mn+NiおよびCu+Moの重量%での合計元素含有量を、この多変数最適化にて用いて、片やC+NとMn+Niの間における依存性を、また他方ではSi+CrとCu+Moの間における依存性を求めた。この多変数最適化に従い、Cu+Moの合計とSi+Crの合計、およびMn+Niの合計とC+Nの合計がそれぞれ図 1～図 4 の座標のx軸およびy軸を形成し、各図において、最小および最大PRE値(27<PRE<29.5)ならびに最小および最大M_{d30}温度(10<M_{d30}<70)値の線形依存性が明確になっている。

40

【 0 0 4 0 】

図 1 によれば、本発明の二相ステンレス鋼を1050 の温度で焼鈍した場合、好ましいC+Nの範囲0.175～0.215およびMn+Niの範囲3.2～5.5においてSi+CrおよびCu+Moの化学組成領域が決定される。図 1 において、銅およびモリブデンの最大範囲によるCu+Mo<2.

50

4の制約も分かる。

【 0 0 4 1 】

図1のa'、b'、c'、d'およびe'の枠内の化学組成領域は、表3で対応する名称を付けた下記の座標位置によって画成される。

【 0 0 4 2 】

【表3】

	Si+Cr %	Cu+Mo %	C+N %	Mn+Ni %
a'	22.0	0.45	0.175	3.2
b'	21.4	1.9	0.175	3.2
c'	19.75	2.4	0.21	3.3
d'	18.5	2.4	0.215	5.5
e'	18.9	1.34	0.215	5.5

10

【 0 0 4 3 】

図2には、図1のC+NおよびMn+Niの範囲に代わるすべての位置でC+Nを0.195、Mn+Niを4.1の一定値とした場合の図1の1つの化学組成範囲の実施例を示す。図2のa、b、cおよびdの枠内の化学組成領域は、表4で対応した名称を付けた下記の座標位置によって画成される。

20

【 0 0 4 4 】

【表4】

	Si+Cr %	Cu+Mo %	C+N %	Mn+Ni %
a	21.40	0.80	0.195	4.1
b	20.10	1.60	0.195	4.1
c	19.15	2.25	0.195	4.1
d	19.50	1.40	0.195	4.1

30

【 0 0 4 5 】

図3には、二相ステンレス鋼を1050の温度で焼鈍した場合、Cr+Siを好ましい組成範囲19.7~21.45、また同じくCu+Moを1.3~1.9とした時のC+NおよびMn+Niの化学組成領域を示す。さらに、発明によれば、C+Nの合計は $0.1 < C+N < 0.28$ に制限され、Mn+Niの合計は $0.8 < Mn+Ni < 7.0$ に制限される。図3のp'、q'、r'、s'、t'およびu'の枠内の化学組成領域は、表5で対応する名称を付けた下記の座標位置によって画成される。

【 0 0 4 6 】

【表 5】

	Si+Cr %	Cu+Mo %	C+N %	Mn+Ni %
p'	20.4	1.8	0.28	4.3
q'	19.8	1.3	0.28	7.0
r'	20.2	1.7	0.17	7.0
s'	20.1	1.7	0.10	5.2
t'	20.9	1.9	0.10	1.5
u'	20.6	1.9	0.16	0.8

10

【0047】

C+NおよびMn+Niの制限ならびに本発明の元素組成の好ましい範囲によって、図3の化学組成領域は部分的にPRE最大および最小値で制限され、部分的にC+NおよびMn+Niの制限で制限される。

【0048】

図4には、図1のC+NおよびMn+Niの範囲に代るすべての位置でCr+Siを20.5、Cu+Moを1.6の一定値とし、さらに $0.1 < C+N$ に制限した場合の図3の1つの化学組成範囲の実施例を示す。図4のp、q、r、s、tおよびuの枠内の化学組成領域は、表6で対応する名称

20

【0049】

【表 6】

	Si+Cr %	Cu+Mo %	C+N %	Mn+Ni %
p	20.5	1.6	0.24	5.1
q	20.5	1.6	0.19	6.0
r	20.5	1.6	0.10	3.2
s	20.5	1.6	0.10	2.4
t	20.5	1.6	0.13	1.8

30

【0050】

本発明の二相ステンレス鋼を950~1150の温度範囲で焼鈍する場合、表2の値および図1~図4の値を用いて、 M_{d30} 最小および最大温度値に対する下記式が確立する。

$$19.14 - 0.39 (Cu + Mo) < (Si + Cr) < 22.45 - 0.39 (Cu + Mo) \quad (3)$$

$$0.1 < (C + N) < 0.78 - 0.06 (Mn + Ni) \quad (4)$$

40

【0051】

上記の本発明の合金および参照用材料Hについて、長手(long)方向(合金A~C、G~H)および横断(trans)方向(すべての合金A~H)の両方の降伏強度 $R_{p0.2}$ および $R_{p1.0}$ 、引張り強度 R_m 、ならびに伸び値 A_{50} 、 A_5 および A_g を測定することによって、さらに試験を行った。表7には、合金A~Gの試験結果と参照用二相ステンレス鋼Hのそれぞれの値が含まれている。

【0052】

【表 7】

合金	R _{p0.2} (MPa)	R _{p1.0} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅₀ (%)	A ₅ (%)	A _g (%)
A trans	549.0	594.0	777.0	37.9	41.4	33.4
A long	527.8	586.0	797.3	40.0	44.0	34.6
B long	479.7	552.0	766.7	40.8	44.5	36.9
C trans	550.3	594.0	757.5	38.3	42.1	31.0
C long	503.8	583.0	772.3	42.5	46.7	34.6
D trans 1050°C	526	577	811	41.6	45.7	37.4
D trans 1120°C	507	561	786	44.0	48.3	39.8
E trans 1050°C	540	588	810	44.0	48.2	38.8
E trans 1120°C	517	572	789	43.6	47.8	38.5
F trans 1050°C	535	577	858	37.2	40.8	34.7
F trans 1120°C	499	556	840	39.8	43.7	35.9
G 1.5mm trans	596	648	784	37.1	40.8	30.8
G 1.5mm long	562	626	801	40.4	44.3	35.5
G 2.5mm trans	572	641	793	40.7	43.3	34.9
G 2.5mm long	557	622	805	43.3	45.9	37.6
H trans	493.7	543.7	757.3	44.6	48.6	40
H long	498.0	544.0	787.0	45.2	49.0	40

10

20

【 0 0 5 3 】

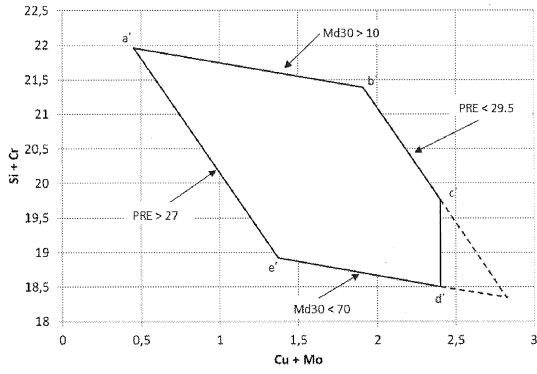
表 7 の結果により、合金 A ~ G の降伏強度 $R_{p0.2}$ および $R_{p1.0}$ は参照用二相ステンレス鋼 H のそれぞれの値よりはるかに高く、引張り強度 R_m は参照用二相ステンレス鋼 H と類似であることがわかる。合金 A から G の伸び値 A_{50} 、 A_5 および A_g は、参照用ステンレス鋼のそれぞれの値より低い。

30

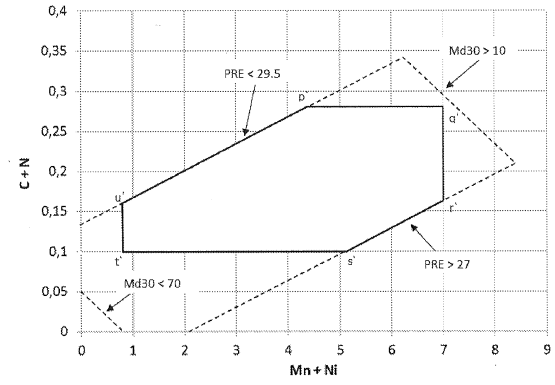
【 0 0 5 4 】

本発明のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼は、インゴット、スラブ、ブルーム、ピレット、および中・厚板、薄板、鋼帯、コイル等の平板製品、ならびにバー、ロッド、ワイヤ、異形材・形鋼等の長尺製品、継ぎ目なしおよび溶接鋼管類として製造できる。さらに、金属粉、成形した形状物等の別の製品も製造できる。

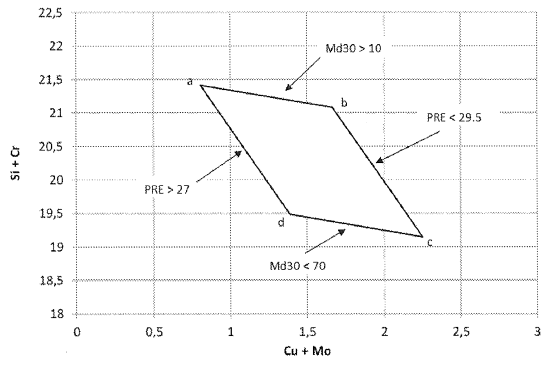
【 1 】



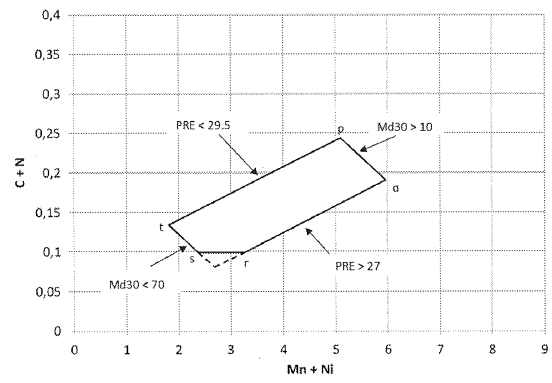
【 3 】



【 2 】



【 4 】



フロントページの続き

- (72)発明者 ヨンッソン、 ヤン ワイ、
スウェーデン王国 エス - 7 7 4 4 1 アベスタ、 ダラバゲン 2 0 エー
- (72)発明者 シュリン、 アレクサンデル
スウェーデン王国 エス - 9 7 2 5 2 ルレア、 ステンガタン 1 3 3

合議体

審判長 板谷 一弘

審判官 長谷山 健

審判官 土屋 知久

- (56)参考文献 特開2000-355738(JP,A)
特開2001-115236(JP,A)
準安定化二相ステンレス鋼の機械的性質におよぼすNおよびNiの影響, 材料とプロセス, Vo
l. 21(2008), No. 1 [CD-ROM], p602

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C1/00-49/14