

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2017-145487

(P2017-145487A)

(43) 公開日 平成29年8月24日(2017.8.24)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 2 H	4 K O 3 7
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 Q	

審査請求 有 請求項の数 5 O L (全 26 頁)

(21) 出願番号	特願2016-29971 (P2016-29971)	(71) 出願人	503378420 新日鐵住金ステンレス株式会社 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号
(22) 出願日	平成28年2月19日(2016.2.19)	(74) 代理人	100064908 弁理士 志賀 正武
(11) 特許番号	特許第6140856号 (P6140856)	(74) 代理人	100175802 弁理士 寺本 光生
(45) 特許公報発行日	平成29年5月31日(2017.5.31)	(74) 代理人	100106909 弁理士 棚井 澄雄
		(74) 代理人	100134359 弁理士 勝俣 智夫
		(74) 代理人	100188592 弁理士 山口 洋

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板及びその製造方法

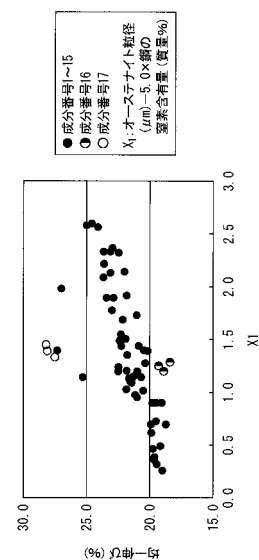
(57) 【要約】

【課題】 高価かつ希少な元素のN i を多量に含有せずT R I P の発現しない成分系で均一伸び及び局部伸びが大きいフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板とその製造方法の提供。

【解決手段】 質量%でN : 0.080~0.300%を含有しP I 値が30未満オーステナイト相中の化学組成より計算されるM d 値が-10℃未満、鋼板の圧延幅方向に垂直な断面のオーステナイト粒の投影面積円相当径の平均が $1.0+5.0\times$ 鋼板全体の窒素含有量(質量%) μm 以上、鋼板の圧延幅方向に垂直な断面のオーステナイト粒の全面積に対する最長径の長さをそれに直交する方向での最大長さで除した値の逆数で表される形状アスペクト比が0.5未満のオーステナイト粒の面積率と鋼板の厚さ方向に垂直な断面において圧延方向に垂直な方向1000 μm 中のフェライト/オーステナイト相境界数から計算されるF値が120以上のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【選択図】 図3

図3



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量％で、N：0.080～0.300％を含有し、式（1）で表されるP I 値が30未満のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板であって、

オーステナイト相中の化学組成より式（2）で計算されるM d 値が－10℃未満であり、

鋼板の圧延幅方向に垂直な断面において、オーステナイト粒の投影面積円相当径の平均が1.0＋5.0×鋼板全体での窒素含有量（質量％）μm以上であり、

鋼板の圧延幅方向に垂直な断面におけるオーステナイト粒の全面積に対する、最長径の長さをそれに直交する方向での最大長さで除した値の逆数で表される形状アスペクト比が0.5未満であるオーステナイト粒の面積率および、鋼板の厚さ方向に垂直な断面において、圧延方向に垂直な方向1000μm中におけるフェライト／オーステナイト相境界数から式（3）で求められるF 値が120以上であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

P I 値＝{C r}＋3.3{M o}＋16{N}・・・（1）

M d 値＝551－462（{C}＋[N]）－9.2[S i]－8.1[M n]－13.7[C r]－29[N i]－29[C u]－18.5[M o]・・・（2）

F 値＝100×アスペクト比が0.5未満であるオーステナイト粒の面積率＋0.28×フェライト／オーステナイト粒界面数・・・（3）

〔但し、式（1）から式（3）中の{ }で囲まれた元素記号は、当該元素の鋼板全体での含有率（質量％）であり、[]で囲まれた元素記号は、当該元素のオーステナイト相中での含有量（質量％）であり、式（1）及び式（2）において当該元素を含有しない場合は0を代入する。〕

【請求項 2】

更に質量％で、

C：0.050％以下、

S i：2.00％以下、

M n：1.00～8.00％、

P：0.050％以下、

S：0.050％以下、

C r：17.0～25.0％、

N i：0.10～6.00％、

を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする請求項1に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項 3】

更に質量％で、

C u：0.10～3.00％、

M o：0.10～2.50％、

S n：1.00％以下、

W：0.01～1.00％、

V：0.01～1.00％

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項2に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項 4】

更に質量％で、

N b：0.50％以下、

T i：0.50％以下、

B：0.0050％以下

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項2または3に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項 5】

更に質量%で、

Ca : 0.0050%以下、

Mg : 0.0050%以下、

Al : 0.50%以下、

Ta : 0.0050%以下、

Ga : 0.0050%以下、

希土類元素 : 0.50%以下

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項2～4のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

10

【請求項 6】

請求項1乃至5のいずれか一項に記載の成分の鋼を連続鋳造し、

得られた鋼片を1150℃～1250℃に加熱し、すべてのパスでの圧下率が35%以下であり、かつ仕上温度が950℃以上である熱間圧延を行い、

熱間圧延によって得られた熱延板を1050℃～1150℃で焼鈍し、

冷延圧下率が50%以上80%以下である1回の冷間圧延、または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を行ない、

最終焼鈍を $920 + r + 300 \times \text{鋼板全体での窒素含有量 (質量\%)} (^\circ\text{C}) \sim 940 + r + 300 \times \text{鋼板全体での窒素含有量 (質量\%)} (^\circ\text{C})$ かつ保定終了から400℃までの冷却速度を30℃/s超70℃/s未満にて行うことを特徴とするフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

20

ここで冷延圧下率(%)は、 $(\text{冷延前の板厚} - \text{冷延後の板厚}) / \text{冷延前の板厚} \times 100$ で計算される値であり、rは冷延圧下率と同値の温度(℃)である。ただし、冷間圧延を複数回行い、冷間圧延の間に中間焼鈍を行った場合は、rの計算に最終の冷間圧延の圧下率を用いる。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】

30

【0002】

ステンレス鋼を大きく分類すると、オーステナイト系ステンレス鋼、フェライト系ステンレス鋼、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼に分けられる。オーステナイト系ステンレス鋼は、高価なNiを7%以上含有して、成形性に優れた鋼種が多い。フェライト系ステンレス鋼は、Niをほとんど含有せず、また、一般的には成形性はオーステナイト系ステンレス鋼に比べてかなり低い。

【0003】

一方、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、Ni含有量が比較的少なく、成形性、耐食性などにおいてオーステナイト系ステンレス鋼とフェライト系ステンレス鋼の中間的な特性を有する鋼種が多い。

40

【0004】

近年、Ni含有量が少なく経済性に優れるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼を、オーステナイト系ステンレス鋼の代替として用いることがある。そのため、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼の強度および延性の更なる向上が求められている。そこで、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼の結晶粒径、結晶粒の形などを制御することによって、強度および延性を向上させる技術が開発されている。

【0005】

そのような技術の一つが加工誘起マルテンサイト変態による変態誘起塑性(TRIP: Transformation-Induced Plasticity)の発現による伸びの向上である。加工誘起マルテンサイト変態とは、比較的柔らかいオーステナイト相

50

が、加工によって比較的硬いマルテンサイト相に変態する現象である。

【0006】

材料を引張試験すると、ある程度の均一伸びを示した後にくびれが発生し、変形がくびれ部に集中して破断に至る。加工によって加工誘起マルテンサイト変態が生じた場合、鋼中のマルテンサイト相は硬いので、くびれ部ではその後変形が進展しなくなる。その結果、材料の延性が向上するのである。

【0007】

特許文献1には、Md値とオーステナイト相の結晶粒径及びアスペクト比を規定し、TRIPを発現しやすくして均一伸びを高めたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼が開示されている。

また、特許文献2には、多パス圧延によってフェライトの集合組織を制御してリジニング性を高めると共に、オーステナイト相率を規定することでTRIPを発現させて延性を高めたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼が開示されている。

また、特許文献3には、元素量を調整することでオーステナイト相を準安定とし、変形時および衝撃時にTRIPを発現させることで加工性と耐衝撃性を高めたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼が開示されている。

【0008】

特許文献1では、Md値によってオーステナイト粒の安定度を規定するとともに、オーステナイト相の粒径を小さくし、アスペクト比を球形に近くすることでTRIPを発現しやすくさせて、均一伸びを高める技術が記載されている。しかし、特許文献1には、TRIPの発現しない鋼において伸びを高める技術については記載されていない。

【0009】

特許文献2では、オーステナイト相率を規定することでTRIPを発現させ、均一伸びを高める技術が記載されている。しかし、TRIPの発現しない鋼において伸びを高める技術については記載されていない。

【0010】

特許文献3では、元素量を調整することでオーステナイト相を準安定としTRIPを発現させることで加工性と衝撃吸収性を高める技術が記載されている。しかし、特許文献3には、TRIPの発現しない鋼において伸びを高める技術については記載されていない。

【0011】

以上のように、鋼の成分および金属組織の制御によってフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼の延性を向上するための知見はある。しかし、従来の知見は、いずれもTRIPの発現を目的とした技術である。TRIPが発現する鋼では、加工によって応力の残留が生じ、時効割れなどの問題が発生するため、熱処理などの工程が必要になる場合がある。そのため、TRIPを発現せず、熱処理などの工程の必要がないステンレス鋼について、成形性向上が求められている。先に述べたように、特許文献1～3には、TRIPが発現しない鋼において、成形性を向上させる手法については一切記載がない。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0012】

【特許文献1】特開2009-52115号公報

【特許文献2】特開2009-209448号公報

【特許文献3】特開2009-197326号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0013】

上記のような技術背景に鑑み、本発明は、加工誘起マルテンサイト変態によるTRIPの発現しない成分を有し、成形性が良好であるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板及びその製造方法を提供することを課題とする。

【課題を解決するための手段】

【0014】

本発明者らは、上記の課題に対し、TRIPを発現しない鋼において、伸びを支配する金属組織因子を調査するために、以下の実験を行った。

まず、質量%でN：0.051～0.310%を含有し、PI値が30未満である13種類の鋼を鑄造し、熱間圧延した後に、焼鈍と冷間圧延を行って鋼板を製造するにあたり、熱間圧延条件、焼鈍温度等の製造条件を変化させた。得られた鋼板は、Md値が-3～-106のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板であった。鋼の成分を表1に示す。また、得られた鋼板のMd値を表2～4に示す。表1および表4に示す成分番号16は、Nの含有量が過剰な例である。成分番号17はMd値が-10以上になった例である。

10

【0015】

成形性の指標となる評価項目は、均一伸びと局部伸びを選択した。一般的な伸びの指標とされる破断伸びは、局所的な板厚減少（ネッキング）が生じるまでの均一伸びと、板厚減少が生じた後の局部伸びの和として表される。即ち、均一伸びを大きくすることは張り出し成形性などの向上に有効であり、局部伸びを大きくすることは曲げ性や穴拡げ性などの向上に有効である。全体的な成形性を向上させるためには、均一伸びと局部伸びの両方を高める必要がある。

【0016】

フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼では、局部伸びの向上は難しい。しかし、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、フェライト系ステンレス鋼に比べて破断強度が高いため、同程度の伸びでも破断抵抗が大きく、良い成形性が得られる。均一伸びおよび局部伸びの絶対値は高いほど成形性は高くなり、板厚が1mmのフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板では、均一伸びが20%以上、局部伸びが10%以上あれば、比較的成形性がよいフェライト系ステンレス鋼と同程度の成形性を示すことになる。更に加工方法を工夫することで、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼であっても、オーステナイト系ステンレス鋼とほぼ同形状の加工を行うことが可能である。より好ましくは、均一伸びが21%以上、局部伸びが10.5%以上であるとよい。破断伸びおよび均一伸びの測定は、上記で得られた厚さ1mmの鋼板から圧延方向に平行にJIS13号B引張試験片を採取し、JIS Z 2241に準拠した方法で行った。局部伸びは破断伸びと均一伸びの差として求めた。

20

30

【0017】

また、電子線マイクロアナライザ（EPMA）を用いて組織中のオーステナイト粒内の化学組成を調査し、得られた化学組成よりオーステナイト相の安定度の指標であるMd値を計算した。さらに、鋼板の組織形態を調査するために、圧延幅方向中心位置の圧延幅方向に垂直な断面（L断面）および板厚方向に垂直な断面（Z断面）の金属組織を電子後方散乱解析像法（EBSP）により調査した。このEBSPによる調査では、L断面では相の同定、結晶粒径の測定、アスペクト比の測定を、Z断面では相の同定、圧延方向に垂直な方向におけるフェライト／オーステナイト粒界の数を測定を行った。EBSPより得られたデータを結晶粒ごとにフェライト粒（BCC相）およびオーステナイト粒（FCC相）に分類し、その境界を結晶粒界とした。また、同一の結晶構造を有する粒同士が隣接している場合は、隣接する測定点における結晶方位差が15°以上の箇所については結晶粒界とみなした。結晶粒界を黒線で示した測定例を図1に示す。図1はL断面のEBSP測定結果であり、図1（a）はBCC相を、図1（b）はFCC相を白色表示で示す図である。オーステナイト粒（FCC相）の各粒の投影面積円相当径及び最長径の長さをそれに直交する最大の径の長さで除した値の逆数としてアスペクト比を測定した。図2はZ断面のEBSP測定結果であり、図2（a）は冷延圧下率50%の試料1-1を、図2（b）は冷延圧下率80%の試料2-1の結果を示す図である。図2ではBCC相を黒色、FCC相を白色で示しており、結晶粒界は表示していない。

40

【0018】

上記の実験結果について、オーステナイト相の粒径とアスペクト比に着目し、引張試験

50

の均一伸びと局部伸びとの関係を調査した結果、T R I Pを発現しない鋼板では、その圧延幅方向に垂直な断面において、

(i) オーステナイト相の結晶粒径が大きい場合に均一伸びが大きい。

(i i) オーステナイト相の形状が圧延方向に展伸している場合に局部伸びが大きい。

さらに、厚さ方向に垂直な断面において、

(i i i) 圧延方向に垂直な方向のフェライト／オーステナイト粒界数が多い場合に局部伸びが大きい。

という知見を得た。本発明は、上記知見に基づいて完成したものであり、その要旨は以下のとおりである。

【 0 0 1 9 】

< 1 > 質量％で、N : 0 . 0 8 0 ~ 0 . 3 0 0 % を含有し、式 (1) で表される P I 値が 3 0 未満のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板であって、

オーステナイト相中の化学組成より式 (2) で計算される M d 値が - 1 0 ° C 未満であり、

鋼板の圧延幅方向に垂直な断面において、オーステナイト粒の投影面積円相当径の平均が 1 . 0 + 5 . 0 × 鋼板全体での窒素含有量 (質量％) μ m 以上であり、

鋼板の圧延幅方向に垂直な断面におけるオーステナイト粒の全面積に対する、最長径の長さをそれに直交する方向での最大長さで除した値の逆数で表される形状アスペクト比が 0 . 5 未満であるオーステナイト粒の面積率および、鋼板の厚さ方向に垂直な断面において、圧延方向に垂直な方向 1 0 0 0 μ m 中におけるフェライト／オーステナイト相境界数から式 (3) で求められる F 値が 1 2 0 以上であることを特徴とするフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

P I 値 = { C r } + 3 . 3 { M o } + 1 6 { N } . . . (1)

M d 値 = 5 5 1 - 4 6 2 ({ C } + [N]) - 9 . 2 [S i] - 8 . 1 [M n] - 1 3 . 7 [C r] - 2 9 [N i] - 2 9 [C u] - 1 8 . 5 [M o] . . . (2)

F 値 = 1 0 0 × アスペクト比が 0 . 5 未満であるオーステナイト粒の面積率 + 0 . 2 8 × フェライト／オーステナイト粒界数 . . . (3)

[但し、式 (1) から式 (3) 中の { } で囲まれた元素記号は、当該元素の鋼板全体での含有率 (質量％) であり、 [] で囲まれた元素記号は、当該元素のオーステナイト相中での含有量 (質量％) であり、式 (1) 及び式 (2) において当該元素を含有しない場合は 0 を代入する。]

< 2 > 更に質量％で、C : 0 . 0 5 0 % 以下、S i : 2 . 0 0 % 以下、M n : 1 . 0 0 ~ 8 . 0 0 % 、 P : 0 . 0 5 0 % 以下、S : 0 . 0 5 0 % 以下、C r : 1 7 . 0 ~ 2 5 . 0 % 、 N i : 0 . 1 0 ~ 6 . 0 0 % 、を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする < 1 > 記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

< 3 > 更に質量％で、C u : 0 . 1 0 ~ 3 . 0 0 % 、 M o : 0 . 1 0 ~ 2 . 5 0 % 、 S n : 1 . 0 0 % 以下、W : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 % 、 V : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 % の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする < 2 > に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

< 4 > 更に質量％で、N b : 0 . 5 0 % 以下、T i : 0 . 5 0 % 以下、B : 0 . 0 0 5 0 % 以下の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする < 2 > または < 3 > に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

< 5 > 更に質量％で、C a : 0 . 0 0 5 0 % 以下、M g : 0 . 0 0 5 0 % 以下、A l : 0 . 5 0 % 以下、T a : 0 . 0 0 5 0 % 以下、G a : 0 . 0 0 5 0 % 以下、希土類元素 : 0 . 5 0 % 以下の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする < 2 > ~ < 4 > のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

< 6 > < 1 > 乃至 < 5 > のいずれか一項に記載の成分の鋼を連続铸造し、得られた鋼片を 1 1 5 0 ° C ~ 1 2 5 0 ° C に加熱し、すべてのパスでの圧下率が 3 5 % 以下であり、かつ仕上温度が 9 5 0 ° C 以上である熱間圧延を行い、熱間圧延によって得られた熱延板を 1 0 5 0 ° C ~ 1 1 5 0 ° C で焼鈍し、冷延圧下率が 5 0 % 以上 8 0 % 以下である 1 回の冷間圧延、

10

20

30

40

50

または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を行ない、最終焼鈍を $920 + r + 300 \times$ 鋼板全体での窒素含有量（質量％）（℃） $\sim 940 + r + 300 \times$ 鋼板全体での窒素含有量（質量％）（℃）かつ保定終了から 400°C までの冷却速度を $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 超 $70^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満にて行うことを特徴とするフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。ここで冷延圧下率（％）は、（冷延前の板厚－冷延後の板厚）／冷延前の板厚 $\times 100$ で計算される値であり、 r は冷延圧下率と同値の温度（℃）である。ただし、冷間圧延を複数回行い、冷間圧延の間で中間焼鈍を行った場合は、 r の計算に最終の冷間圧延の圧下率を用いる。

【発明の効果】

【0020】

本発明によれば、TRIPの発現しない成分系で成形性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス薄鋼板を得ることができる。したがって、時効割れ対策の熱処理やトリミングなどの追加工程を必要とせず、従来、多量のNiを含有したオーステナイト系ステンレス鋼板が用いられていた部品に適用でき、製品加工の効率の向上に大きく貢献するものである。

【図面の簡単な説明】

【0021】

【図1】L断面の電子後方散乱解析像法（EBSP）の測定結果をBCC相およびFCC相に分類した図であって、（a）はBCC相を白色表示で示す図であり、（b）はFCC相を白色表示で示す図である。

【図2】Z断面の電子後方散乱解析像法（EBSP）の測定結果をBCC相およびFCC相に分類した図であって、（a）は冷延圧下率50％の試料1-1の結果を示す図であり、（b）は冷延圧下率80％の試料2-1の結果を示す図である。

【図3】オーステナイト粒の投影円相当径の平均と $5.0 \times$ 鋼板全体での窒素含有量（質量％）で計算される X_1 （ μm ）と均一伸び（％）の関係を示すグラフである。

【図4】鋼板の圧延幅方向に垂直な断面におけるオーステナイト粒の全面積に対する、最長径の長さをそれに直交する方向での最大長さで除した値の逆数で表される形状アスペクト比が0.5未満であるオーステナイト粒の面積率と鋼板の厚さ方向に垂直な断面において、圧延方向に垂直な方向 $1000 \mu\text{m}$ 中におけるフェライト／オーステナイト相境界数から式（3）で求められるF値と局部伸び（％）の関係を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0022】

以下に本発明を詳細に説明する。なお、特に注記しない限り、本明細書において元素含有量の％は質量％を意味する。

【0023】

本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板は、Nを0.080～0.300％含有するものである。Nはオーステナイト相の安定度に大きな影響を及ぼす元素である。また、Nは、固溶して存在した場合に耐食性を向上させる効果を持つ。従ってNは、0.080％以上添加することとする。但し、Nを0.300％超添加した場合は、均一伸びおよび局部伸びが低下する場合が認められる。また、Nを0.300％超添加すると、Cr窒化物が析出しやすくなって耐食性の低下をもたらす。従ってNは0.300％以下がよい。Nの好ましい添加量は0.150～0.250％の範囲である。

なお、Nは均一伸び、局部伸びに大きな影響を及ぼす元素である。したがって、Nの成分範囲とNの含有量に応じた製造条件のみを規定すれば本発明の成形性向上効果が得られるため、それ以外の元素については適宜元素種とその含有量を選択すれば良い。

【0024】

（PI値：30未満）

PI値は、ステンレス鋼板の耐孔食性を示す一般的な指標であり、鋼板の平均組成から下式（1）で計算される。PI値が30以上では、鋼板が硬質化して加工性を損なうとともに、合金コストが高くなるため、30未満を上限とする。下限は特に規定する必要はな

10

20

30

40

50

いが、S U S 3 0 4 相当の耐食性を得るためには 2 0 以上が望ましい。より望ましくは 2 3 以上である。

【0025】

$$P I \text{ 値} = \{C r\} + 3.3 \{M o\} + 16 \{N\} \quad \cdots (1)$$

ただし、(1) 式中の { } で囲まれた元素記号は、鋼板全体での平均含有量 (質量%) を意味する。

【0026】

(オーステナイト相中の化学組成より計算される M d 値: -10°C 未満)

M d 値は、オーステナイト粒の安定性の指標であり、下式 (2) で計算される。M d 値が小さいと T R I P は発現しにくくなる。M d 値が -10°C 以上の鋼板は、M d 値が -10°C 未満の鋼板に比べて均一伸びが著しく大きくなり、また、最終製品を絞り比 2.2 で円筒絞り加工を行なうと 48 時間以内に時効割れが生じる。これは T R I P の発現によるものであると考えられる。したがって、M d 値は -10°C 未満であることが好ましい。より好ましくは M d 値は -20°C 未満である。下限は特に規定する必要はないが、M d 値を低下させるには合金元素の添加が必要であるため、製造コストの観点からは、M d 値の下限は -200°C 超とすることが望ましい。

【0027】

$$M d \text{ 値} = 551 - 462 (\{C\} + [N]) - 9.2 [Si] - 8.1 [Mn] - 13.7 [Cr] - 29 [Ni] - 29 [Cu] - 18.5 [Mo] \quad \cdots (2)$$

ただし、(2) 式中の [] は鋼板のオーステナイト相中の組成 (質量%) であり、{ } は鋼板全体の平均組成 (質量%) である。

【0028】

M d 値の計算の基となるオーステナイト相中の化学組成は、例えば、E P M A により測定される。上記の M d 値の計算式における [] は、E P M A で測定されたオーステナイト相中の各元素の含有量 (質量%) であってもよい。ただし、C については E P M A での測定が困難であるため、オーステナイト相中の組成でなく、鋼板全体での含有量 (重量%) を用いることが好ましい。

【0029】

(オーステナイト粒の平均結晶粒径: $1.0 + 5.0 \times$ 鋼板全体での窒素含有量 (質量%) μm 以上)

本発明において、オーステナイト粒の平均結晶粒径は、L 断面 (圧延方向に平行な面を板幅方向から観察した面) の E B S P 測定により、オーステナイト粒の投影円相当径の測定結果から求める。本発明では、オーステナイト粒の平均結晶粒径を大きくすることで、良好な均一伸びが得られることを見出している。一方で窒素は、鋼の強度を増加し伸びを減少させる元素であるから、良好な均一伸びを得るためには窒素含有量に応じてオーステナイト粒の平均結晶粒径を制御する必要がある。オーステナイト粒の投影円相当径の平均 (μm) から $5.0 \times$ 鋼板全体の窒素含有量 (質量%) を引いた値 X_1 と均一伸び (%) の関係を調査した結果を図 3 に示す。図 3 中の黒塗り記号は、表 1 の成分番号 1 ~ 15、半黒塗り記号は成分番号 16、白抜き記号は成分番号 17 の試料である。 X_1 が 1.0 以上の場合、均一伸びが 20% 以上となるため、オーステナイト粒の平均結晶粒径は $1.0 + 5.0 \times$ 鋼板全体での窒素含有量 (質量%) μm 以上が好ましい。より好ましくは $1.2 + 5.0 \times$ 鋼板全体での窒素含有量 (質量%) μm 以上である。また、平均結晶粒径の上限は特に規定する必要はないが、平均結晶粒径を大きくすると強度が低下するため、 $20 \mu\text{m}$ 未満が望ましい。

【0030】

(鋼板の圧延幅方向に垂直な断面における形状アスペクト比が 0.5 未満であるオーステナイト粒の面積率および、鋼板の厚さ方向に垂直な断面において、圧延方向に垂直な方向 $1000 \mu\text{m}$ に含まれるフェライト / オーステナイト粒界数から式 (3) で求められる F 値が 120 以上)

本発明においては、L 断面 (圧延方向に平行な面を板幅方向から観察した面) の E B S

P測定により各オーステナイト粒のアスペクト比およびZ断面（厚さ方向に垂直な面）のEBS測定により圧延方向に垂直な方向1000μmに含まれるフェライト／オーステナイト相境界数を測定した結果より、形状アスペクト比が0.5未満であるオーステナイト粒が全オーステナイトに占める割合と相境界数および鋼板全体での窒素含有量（質量％）を用いて、下式（3）で計算されるF値が120以上で、良好な局部伸びが得られることを見出している。

【0031】

$$F \text{ 値} = 100 \times \text{アスペクト比が } 0.5 \text{ 未満であるオーステナイト粒の面積率} + 0.28 \times \text{フェライト／オーステナイト粒境界数} \cdots (3)$$

【0032】

10

式（3）において、形状アスペクト比は、各粒の最長径の長さをそれに直交する最大の径の長さで除した値の逆数とする。したがって形状アスペクト比の上限は1となる。フェライト／オーステナイト相境界数は圧延方向に垂直な方向1000μmに含まれる相境界の数である。F値と局部伸び（％）との関係を調査した結果を図4に示す。図4中の黒塗り記号は、表1の成分番号1～15、半黒塗り記号は成分番号16、白抜き記号は成分番号17の試料である。図3より、F値が120以上のときに10％以上の局部伸びが得られることがわかる。また、F値が大きいほど局部伸びが大きくなる傾向が認められる。F値は、より好ましくは130以上である。

【0033】

20

平均結晶粒径及び形状アスペクト比を測定する結晶粒数は100個以上とする。また、フェライト／オーステナイト相境界数の測定回数は10回以上とする。本発明においてはオーステナイト粒の粒径の粗大化によって均一伸びが向上し、形状アスペクト比が0.5未満の粒の面積率およびフェライト／オーステナイト相境界数が大きくなると局部伸びが向上することが明らかとなっているが、この理由については現段階では不明である。しかし、均一伸びの向上の理由としては粒径の粗大化による強度の減少が考えられ、局部伸びの向上の理由としては形状アスペクト比が0.5未満の粒およびフェライト／オーステナイト相境界がボイドの連結を抑制し破断の抵抗となることが考えられる。

【0034】

30

上述したように、本発明においては、N含有量以外の鋼成分組成は、適宜設定することが可能である。そのため、N以外の元素やその含有量は何ら限定されるものではない。以下、本発明に係るフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の好ましい成分組成について説明する。

【0035】

本発明に係るフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の好ましい一例として、C：0.050％以下、Si：2.00％以下、Mn：1.00～8.00％、P：0.050％以下、S：0.050％以下、Cr：17.0～25.0％、Ni：0.10～6.00％、を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなる鋼板を例示できる。

【0036】

（C：0.050％以下）

40

Cは、Nと同様にオーステナイト相の安定度に大きな影響を及ぼす元素である。0.050％超のCを添加すると、鋼板の均一伸びおよび局部伸びが低下する場合がある。また、0.050％超のCを添加すると、Cr炭化物の析出を促進するために粒界腐食の発生をもたらす。従って、Cの添加量は0.050％以下とするのが好ましく、より好ましくは0.040％以下である。また、耐食性の点からCは低くするほうが好ましいが、現存の製鋼設備ではC量を0.002％以下に低下させるには大きなコスト増加を招くため、Cは0.002％以上であることが好ましい。

【0037】

（Si：2.00％以下）

50

Siは脱酸元素として使われたり、耐酸化性向上のために添加されたりする場合がある。しかし、2.00％超のSiの添加は、鋼板の硬質化をもたらす、均一伸びが低下する

。従ってS iは2.00%以下とするのが好ましく、1.50%以下がより好ましく、1.00%以下が更に好ましい。またS i量を極少量まで低減するためには鋼の精錬時のコスト増加を招くため、S iは0.03%以上がよい。

【0038】

(Mn: 1.00~8.00%)

Mnは、オーステナイト相に濃化し、Md値を変化させるのに重要な役割を持つ。しかし、Mnの多量の添加は均一伸びを低下させ、また、耐食性や熱間加工性を低下させる。従って、Mn量は8.00%以下とするのが好ましく、6.00%以下とすることがより好ましい。また、Mn量を1.00%未満とするには、鋼の精錬工程におけるコストの増加とMd値の増加とを招くため、Mn量は1.00%以上とするのが好ましく、3.00%以上とすることがより好ましい。

10

【0039】

(P: 0.050%以下)

Pは、不可避免的に混入する元素であり、またCrなどの原料にも含有されているため、低減することが困難であるが、Pを多量に含有すると成形性を低下させる。P量は少ないほど好ましく、0.050%以下とするのが好ましく、0.040%以下とすることがより好ましい。

【0040】

(S: 0.050%以下)

Sは不可避免的に混入する元素であり、Mnと結合して介在物をつくり、発錆の基点となる場合がある。従ってSは、0.050%以下とするのが好ましい。S量は低いほど耐食性が向上するので、0.0030%以下とすることがより好ましい。

20

【0041】

(Cr: 17.0~25.0%)

Crは耐食性を確保するために必要な元素であり、17.0%以上の添加が好ましい。しかし、Crの多量の添加は熱間加工割れをもたらしたり、精錬工程のコスト増加につながったりするため、上限を25.0%とするのが好ましい。Cr量はより好ましくは20.0~23.0%であり、更に好ましくは21.0~22.0%である。

【0042】

(Ni: 0.10~6.00%以下)

Niは、オーステナイト安定化元素であり、オーステナイト相の安定度を調整するために重要な元素である。また、Niは窒化物の析出を抑制し、耐食性を向上させる効果を持つ。従ってNiは0.10%以上添加することが好ましく、1.00%以上添加することがより好ましい。一方、6.00%を超えるNiの添加は、原料コストの増加をもたらし、またオーステナイト相率が高くなることで応力腐食割れなどの問題が生じる可能性があるため、Niは6.00%以下とするのが好ましく、3.00%以下とするのがより好ましく、2.00%以下とするのが更に好ましい。

30

【0043】

更に、本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板は、耐食性を向上させるために、Cu、Mo、Sn、W、Vの中から一種または二種以上を任意で添加することができる。

40

【0044】

(Cu: 0.10~3.00%)

Cuはオーステナイト安定化元素であり、Md値を調整するために重要な元素である。また、Cuは窒化物の析出を抑制し耐食性を向上する効果を持つ。従ってCuは0.10%以上添加してもよい。ただし、3.00%を超えるCuの添加は減量コストの増加をもたらし、また熱間加工性を悪化させる。そのため、Cuは3.00%以下が好ましく、1.5%以下がより好ましい。

【0045】

(Mo: 0.10~2.50%)

50

Moは耐食性を向上させる元素であるため、0.10%以上添加してもよい。ただし、Moの添加量が2.50%を超えると、原料コストが大きく増加するため、Moは2.50%以下が好ましく、1.00%以下がより好ましい。

【0046】

(Sn: 1.00%以下)

Snは耐食性を向上させる元素である。0.030%以上のSnの添加で効果が発揮されるため、これを下限とすることが好ましい。ただし、Snが1.00%を超えると熱間加工性を悪化させるため、これを上限とすることが好ましい。

【0047】

(V: 0.01~1.00%)

Vは耐食性を向上させる元素であるため、0.01%を下限として添加しても良い。ただし、Vが1.00%を超えると圧延時の負荷を増大させて製造疵を生成させやすくなるためこれを上限とする。Vのより好ましい上限は0.50%以下である。

【0048】

(W: 0.01~1.00%)

Wは耐食性を向上させる元素であるため、0.01%を下限として添加しても良い。ただし、Wが1.00%を超えると圧延時の負荷を増大させて製造疵を生成させやすくなるためこれを上限とする。Wのより好ましい上限は0.50%以下である。

【0049】

更に、本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板は、熱間加工性および成形性を更に向上させるために、Nb、Ti、Bの中から一種または二種以上を任意で添加することができる。

【0050】

(Nb: 0.50%以下)

Nbは、溶接熱影響部の粗大化を防止する効果があるため、添加してもよい。Nbの効果を発揮するためには0.005%以上の添加が必要であるため、これを下限として添加してもよい。ただし、Nbの0.50%超の添加は、均一伸びおよび局部伸びを低下させるので、Nbは0.50%以下がよい。

【0051】

(Ti: 0.50%以下)

TiはNbと同様に、溶接熱影響部の粗大化を防止したり、さらには凝固組織を微細等軸晶化する効果がある。このような効果を発揮させるためには、Tiは0.005%以上添加することが好ましい。ただし、0.50%超のTiの添加は、均一伸びおよび局部伸びを低下させるため、Tiは0.50%以下がよい。

【0052】

(B: 0.0050%以下)

Bは、熱間加工性を向上させる効果を持ち、添加される場合がある。これらの効果を発揮するためには、Bは0.0003%以上の添加が好ましい。しかし、Bが0.0050%を超えると耐食性が著しく劣化するため、Bは0.0050%以下が好ましく、より好ましくは0.0030%以下である。

【0053】

更に、本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板は、精錬時に脱酸や脱硫を行うために、Ca、Mg、Al、Ta、Ga、希土類元素の中から一種または二種以上を任意で添加することができる。

【0054】

(Ca: 0.0050%以下)

Caは脱硫、脱酸のために若干添加されることがある。0.0001%以上のCaの添加で効果が発揮されるため、これを下限として添加してもよい。但し、0.0050%超のCaの添加によって熱間加工割れが生じやすくなり、また耐食性が低下するため、Caは0.0050%以下がよい。

10

20

30

40

50

【0055】

(Mg: 0.0050%以下)

Mgは、脱酸だけでなく、凝固組織を微細化する効果を持ち、添加される場合がある。これらの効果を発揮するためには、0.0001%以上のMgの添加が必要であり、これを下限として添加すればよい。また0.0050%超のMgの添加は製鋼工程でのコスト増加をもたらすため、Mgは0.0050%以下がよい。

【0056】

(Al: 0.50%以下)

Alは、脱硫、脱酸のために若干添加されることがある。0.0030%以上のAlの添加によって効果が発揮されるため、これを下限として添加すればよい。ただし、0.50%超の添加によって製造疵の増加ならびに原料コストの増加を招くため、0.50%以下がよい。

【0057】

(Ta: 0.050%以下)

Taは介在物の改質により耐食性を向上させる元素であり、必要に応じて添加されることがある。0.001%以上のTaの添加によって効果が発揮されるため、これを下限として添加すればよい。ただし、0.050%超のTaの添加は、常温延性の低下や靱性の低下を招くため、0.050%以下が好ましく、より好ましくは0.020%以下である。

【0058】

(Ga: 0.050%以下)

Gaは、耐食性向上や水素脆化を抑制する元素であり、必要に応じて添加されることがある。0.001%以上のGaの添加によって効果が発揮されるため、これを下限として添加すればよい。ただし、0.050%超のTaの添加は、加工性の低下を招くため、0.050%以下が好ましく、より好ましくは0.020%以下である。

【0059】

(希土類元素: 0.50%以下)

希土類元素は、Sc、YおよびLa～Luまでの15元素（ランタノイド）の総称であり、熱間加工性を向上させるために添加されることがある。希土類元素の添加量が合計0.005%以上の添加によって効果が発揮されるため、これを下限として添加してもよい。しかし、希土類元素の添加量が合計0.50%を超えると製造性を損なうとともにコスト増加をもたらすため、上限は0.50%とする。より好ましい希土類元素の添加範囲は、0.020～0.20%である。

【0060】

次に本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法について説明する。前述のように良好な均一伸びを得るためには金属組織を制御する必要があるが、そのような金属組織は、鋼の化学組成と、適切な製造条件とを組み合わせることで実現できる。

【0061】

熱間圧延素材としては連続鑄造により得られた鋼片を用いる。鋼片の組成は、先に説明した成分組成を有する鋼であればよい。熱間圧延前の加熱温度は1150℃～1250℃とする。加熱温度が1150℃未満であると熱間圧延中に耳割れが生じてくるため、これを下限とする。また加熱温度が1250℃超になると、加熱炉内で鋼片が変形したり、熱延時に疵が生じやすくなったりするため、加熱温度は1250℃以下とする。加熱温度のより好ましい範囲は1180℃～1220℃である。

【0062】

熱間圧延は、すべてのパスにおいて圧下率を35%以下とし、最終仕上げ温度を950℃以上に制御する。本発明において良好な均一伸びを得るためには、オーステナイト粒の粒径を大きくする必要がある。従って、熱間圧延工程でオーステナイト粒の粒径を大きくすることが必要となる。圧下率が35%超のパスが1パス以上あったり、または仕上げ温

10

20

30

40

50

度が950℃未満である場合、冷延焼鈍後の金属組織においてオーステナイト粒径が1.0+5.0×鋼板全体での窒素含有量(質量%)μm未満となり、引張試験時の均一伸びが不十分となる。より好ましくはすべてのパスで圧下率を34%以下とし、最終仕上げ温度を980℃以上とする。なお、圧下率35%を満たしていれば、それぞれのパスにおいて圧下率が異なっているとしてもよいし、すべてのパスの圧下率が同じでもよい。

【0063】

熱間圧延後の熱延板の焼鈍温度は、1050℃～1150℃とする。焼鈍温度が1050℃未満の場合には、冷延、焼鈍後のオーステナイト粒径が1.0+5.0×鋼板全体での窒素含有量(質量%)μm未満となり、引張試験時の均一伸びが低下する。また焼鈍温度が1150℃超の場合には、冷延、焼鈍後のアスペクト比が0.5未満のオーステナイト粒の面積率が減少するため式(3)で計算されるF値が120未満となり、引張試験時の局部伸びが低下する。焼鈍温度のより好ましい範囲は1050℃～1100℃である。

【0064】

焼鈍後に冷延圧下率が50%以上80%以下である冷間圧延を行う。冷間圧延は1回だけでもよく、2回行ってもよい。冷間圧延を2回行う場合は、冷間圧延の間で中間焼鈍を行ってもよい。中間焼鈍を行う場合、すべての冷間圧延で圧下率を50%以上80%以下とする必要がある。冷延圧下率が50%未満の冷間圧延が一回以上ある場合はフェライト／オーステナイト相境界数が減少するため式(3)で計算されるF値が120未満となり、引張試験時の局部伸びが低下する。冷間圧下率が80%超の冷間圧延が一回以上ある場合は粒径が小さくなるため引張試験時の均一伸びが低下する。冷間圧下率のより好ましい範囲は、60%以上75%以下である。ここで冷延圧下率(%)は、(冷延前の板厚－冷延後の板厚)／冷延前の板厚×100で計算される値である。ただし、中間焼鈍を行った場合は、冷延前の板厚として中間焼鈍後の板厚を用いる。中間焼鈍温度は、熱間圧延後の熱延板に対する焼鈍と同じように、1050℃～1150℃とする必要がある。中間焼鈍温度が1050℃未満の場合には、冷延、焼鈍後のオーステナイト粒の粒径が1.0+5.0×鋼板全体での窒素含有量(質量%)μm未満となり、引張試験時の均一伸びが低下する。また中間焼鈍温度が1150℃超の場合には、冷延、焼鈍後のオーステナイト粒のアスペクト比が0.5未満の粒の割合が減少するため式(3)で計算されるF値が120未満となり、引張試験時の局部伸びが低下する。中間焼鈍温度のより好ましい範囲は1050℃～1100℃である。

【0065】

冷間圧延後の冷延鋼板に対して、最終焼鈍を行う。最終焼鈍温度は冷延圧下率と窒素含有量に応じて、 $920 + r + 300 \times \text{鋼板全体での窒素含有量(質量\%)} (^\circ\text{C}) \sim 940 + r + 300 \times \text{鋼板全体での窒素含有量(質量\%)} (^\circ\text{C})$ で実施する。ここでrは冷延圧下率と同値の温度(℃)であり、冷延圧下率は(冷延前の板厚－冷延後の板厚)／冷延前の板厚×100で計算される値である。ただし、冷間圧延を複数回行い、冷間圧延の間で中間焼鈍を行った場合は、最終の冷間圧延の圧下率を用いる。

【0066】

冷延圧下率が高い場合、導入される転位が多くなるためオーステナイト粒径は小さくなる傾向にあり、一方で、フェライト／オーステナイト粒界数およびアスペクト比0.5未満のオーステナイト粒の面積率は増える、すなわちF値は大きくなる傾向にある。また、冷延圧下率が低い場合、導入される転位が少なくなるためオーステナイト粒径は大きくなる傾向にあり、一方で、フェライト／オーステナイト粒界数およびアスペクト比0.5未満のオーステナイト粒の面積率は減る、すなわちF値は小さくなる傾向にある。焼鈍温度が高い場合は、低い場合に比べて粒径は大きくなり、アスペクト比0.5未満のオーステナイト粒の面積率は小さくなる。さらに、窒素含有量が多い場合は鋼板の強度が高くなることによって、均一伸びが減少するため、焼鈍温度を高くしオーステナイト粒径を大きくする必要がある。一方で、窒素含有量が多い場合は細かなオーステナイト相が多く析出し、フェライト／オーステナイト粒界数が増えるため焼鈍温度を高くしてもF値はそれほど低下しない。窒素含有量が低い場合はその逆である。したがって、良好な均一伸びと局部

伸びを同時に得るために、冷間圧延後の焼鈍温度を、冷間圧延の圧下率と鋼板の窒素含有量に応じて調整する必要がある。

【0067】

最終焼鈍温度が規定範囲内の場合は良好な均一伸び、局部伸びが得られている。最終焼鈍温度が規定範囲より低温の場合、オーステナイト相の粒径が $1.0 + 5.0 \times$ 鋼板全体での窒素含有量（質量％） μm 未満となるため均一伸びが低下する。最終焼鈍温度が規定範囲より高温の場合、アスペクト比 0.5 未満の粒の割合が低下するため、式（3）で計算される F 値が 120 未満となり、局部伸びが低下する。最終焼鈍温度のより好ましい範囲は $925 + r + 300 \times$ 鋼板全体での窒素含有量（質量％）（℃） $\sim 935 + r + 300 \times$ 鋼板全体での窒素含有量（質量％）（℃）である。

10

【0068】

熱延板に対する焼鈍、中間焼鈍および最終焼鈍の均熱時間は適宜設定できる。代表的には $5 \sim 300$ 秒である。

【0069】

最終焼鈍の均熱終了から 400°C までの冷却速度は $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 超 $70^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満とする。保定後の冷却速度が $70^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上であると、冷却過程で元素が十分に拡散できないためオーステナイト粒の成分にばらつきが生じる。その結果、 Md 値が -10°C を超えるオーステナイト粒で $TRIP$ が発現し、最終製品を絞り比 2.2 で円筒絞り加工をおこなうと 48 時間以内に時効割れが生じる。保定後の冷却速度が $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満であると、介在物の析出により耐食性、靱性が低下する。なお、生産性や酸洗性を考慮すると冷却速度は $40 \sim 60^\circ\text{C}/\text{s}$ が望ましく、冷却方法は気水冷却、水冷など適宜選択すれば良い。

20

【0070】

本実施形態のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板によれば、 $TRIP$ の発現しない成分系で成形性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板を得ることができる。

また、本実施形態のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板は、 Ni の含有量が $0.10 \sim 6.00\%$ であって比較的少量であり、多量の Ni を含有せずに $TRIP$ を発現させないようにできる。

したがって、時効割れ対策の熱処理やトリミングなどの追加工程を必要とせず、従来、多量の Ni を含有したオーステナイト系ステンレス鋼板が用いられていた部品に適用でき、製品加工の効率の向上に大きく貢献するものである。

30

【実施例】

【0071】

表1に示す化学組成の鋼を溶製して鋼片とし、熱間圧延、熱延板の焼鈍、冷間圧延、最終焼鈍の工程を経て、 1.0mm 厚の鋼板を作製した。鋼板を製造するにあたり、金属組織を変化させるために、熱間圧延前の加熱温度、熱間圧延のパススケジュール、熱延最終仕上温度、熱延板の焼鈍温度、中間焼鈍温度、冷延圧下率、最終焼鈍温度を変化させた。

【0072】

そして、得られた製品板に対して引張試験を実施し、均一伸びおよび局部伸びを測定した。また、得られた製品板の金属組織について $EPMA$ 測定を行い、オーステナイト相の組成を同定し、オーステナイト相の Md 値を求めた。さらに鋼板 L 断面の金属組織より、 $EBSP$ による相の同定、オーステナイト粒の粒径及びアスペクト比の調査を実施し、鋼板 Z 断面の金属組織より $EBSP$ による相の同定及び圧延幅方向のフェライト／オーステナイト相境界数の調査を実施した。各条件は前述のとおりである。

40

表2～4に製造条件およびこれらの測定結果を示す。

【0073】

なお、表1、表2中の符号は下記に示すとおりである。

PI 値：鋼の平均組成から下記式で計算される値。

$$PI \text{ 値} = \{Cr\} + 3.3 \{Mo\} + 16 \{N\}$$

ここで $\{ \}$ は平均組成（質量％）である。

50

T_1 : 熱延前加熱温度 (°C)

N : 熱間圧延工程において、35%超の圧下率を有する圧下の回数。

T_2 : 熱延最終仕上温度 (°C)

$H A$: 熱延板焼鈍温度 (°C) もしくは、中間焼鈍を行った場合は中間焼鈍温度 (°C)

$F A$: 最終焼鈍温度 (°C)

冷延率 : 冷延圧下率 (%)

V : 最終焼鈍における保定終了から400°Cまでの冷却速度 (°C/s)

$M d$ 値 : オーステナイト相中の組成 (Cのみ平均組成) より、下記式で計算される値。

$$M d \text{ 値} = 551 - 462 (\{C\} + [N]) - 9.2 [Si] - 8.1 [Mn] - 13.7 [Cr] - 29 [Ni] - 29 Cu - 18.5 [Mo]$$

10

上記式において $[]$ はオーステナイト相中の当該元素の含有量 (質量%) であり、 $\{ \}$ は鋼全体の当該元素の平均含有量 (質量%) である。

X_1 : オーステナイト相の粒径 - $5.0 \times$ 鋼板全体での窒素含有量 (質量%) (μm)

F 値 : L 断面においてアスペクト比が0.5%未満のオーステナイト粒の面積が全オーステナイト粒の面積に占める割合と Z 断面において圧延方向に垂直な方向1000 μm 中におけるフェライト/オーステナイト相境界数より下記式で計算される値。

$$F \text{ 値} = 100 \times \text{アスペクト比が0.5未満であるオーステナイト粒の面積率} + 0.28 \times \text{フェライト/オーステナイト相境界数}$$

製造性 : 熱延の際に耳割れ・疵が生じた試料、または最終製品を絞り比2.2で円筒絞りを行ない、48時間経過した段階で時効割れが生じた試料を、×印で示した。

20

【0074】

試料1-1は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料1-2は最終焼鈍温度 ($F A$) が高いため、 F 値が本発明から外れた。試料1-3は熱延最終仕上温度 (T_2) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。

【0075】

試料2-1は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料2-2は最終焼鈍温度 ($F A$) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。試料2-3は最終焼鈍温度 ($F A$) が高いため、 F 値が本発明から外れた。試料2-4は35%超の圧下率を有する圧下の回数 (N) が1回あるため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。

30

【0076】

試料3-1、3-2は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料3-3は最終焼鈍での保定終了から400°Cまでの冷却速度 (V) が速いため、製造性に問題が生じた。試料3-4は最終焼鈍温度 ($F A$) が高いため、 F 値が本発明から外れた。

【0077】

試料4-1、4-2は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料4-3、4-4は冷延率が低いため、 F 値が本発明から外れた。

【0078】

試料5-1、5-2は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料5-3は熱間圧延前の加熱温度 (T_1) が高いため、製造性に問題が生じた。試料5-4は熱延最終仕上温度 (T_2) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。

40

【0079】

試料6-1は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料6-2は35%超の圧下率を有する圧下の回数 (N) が1回あるため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。試料6-3は冷延率が低いため、 F 値が本発明から外れた。試料6-4は冷延率が高いためオーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。

【0080】

試料7-1、7-2は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試

50

料 7-3 は熱延板の焼鈍温度 (HA) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。試料 7-4 は熱間圧延前の加熱温度 (T_1) が低いため、製造性に問題が生じた。

【0081】

試料 8-1 は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料 8-2 は最終焼鈍での保定終了から 400℃ までの冷却速度 (V) が速いため、製造性に問題が生じた。試料 8-3 は熱延板の焼鈍温度 (HA) が高いため、F 値が本発明から外れた。試料 8-4 は最終焼鈍温度 (FA) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。

【0082】

試料 9-1 は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料 9-2 は熱延板の焼鈍温度 (HA) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。試料 9-3 は熱間圧延前の加熱温度 (T_1) が低いため、製造性に問題が生じた。

【0083】

試料 10-1、10-2 は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料 10-3 は熱間圧延前の加熱温度 (T_1) が低いため、製造性に問題が生じた。試料 10-4 は熱延板の焼鈍温度 (HA) が高いため、F 値が本発明から外れた。

【0084】

試料 11-1 は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料 11-2 は熱延板の焼鈍温度 (HA) が高いため、F 値が本発明から外れた。試料 11-3 は 35% 超の圧下率を有する圧下の回数 (N) が 1 回あるため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。試料 11-4 は最終焼鈍温度 (FA) が高いため F 値が本発明から外れた。

【0085】

試料 12-1、12-2 は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料 12-3 は熱延最終仕上温度 (T_2) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。試料 5-4 は最終焼鈍温度 (FA) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。

【0086】

試料 13-1、13-2 は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料 13-3 は熱間圧延前の加熱温度 (T_1) が高いため、製造性に問題が生じた。試料 13-4 は最終焼鈍での保定終了から 400℃ までの冷却速度 (V) が速いため、製造性に問題が生じた。

【0087】

試料 14-1 は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料 14-2 は最終焼鈍温度 (FA) が低いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。試料 14-3 は熱間圧延前の加熱温度 (T_1) が低いため、製造性に問題が生じた。

【0088】

試料 15-1、15-2 は本発明例であり、良好な均一伸び、局部伸びが得られている。試料 15-3 は 35% 超の圧下率を有する圧下の回数 (N) が 1 回あるため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。試料 15-4 は冷延率が高いため、オーステナイト相の粒径 (X_1) が本発明から外れた。

【0089】

試料 16-1、16-2、16-3 はいずれも成分系が本発明範囲を満足しないため、良好な均一伸びおよび局部伸びが得られなかった。

【0090】

試料 17-1、17-2、17-3 はいずれも Md 値が本発明範囲を満足しないため、製造性に問題が生じた。

10

20

30

40

50

【0091】

以上説明したように、本発明例では良好な製造性、均一伸びおよび局部伸びが得られた。一方、比較例では T_1 または Md 値または最終焼鈍での冷却速度が条件を満足しておらず製造性に問題が生じるか、 T_2 、オーステナイト相の粒径 X_1 または L 断面においてアスペクト比が0.5%未満のオーステナイト粒が全オーステナイト粒に占める割合と Z 断面において圧延方向に垂直な方向 $1000\mu m$ 中におけるフェライト／オーステナイト相境界数より計算される F 値が条件を満足しておらず、均一伸びまたは局部伸びが低くなった。

【0092】

【表 1】

成分 番号	N	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Sn	W	V	Ti	Nb	B	Ca	Mg	Al	Ta	Ga	REM	PI値
1	0.084	0.013	0.61	1.22	0.035	0.0032	23.4	6.21					0.25	0.20			0.0013		0.053				25
2	0.089	0.020	0.11	4.20	0.041	0.0011	24.6	5.62								0.0021						0.03	26
3	0.104	0.028	0.74	1.80	0.017	0.0005	22.0	4.51									0.0028	0.0015			0.006		24
4	0.155	0.005	1.91	5.25	0.012	0.0025	17.5	2.95		2.31	0.94			0.46	0.06			0.0042	0.023	0.005			28
5	0.165	0.020	0.33	3.35	0.021	0.0005	21.1	2.28	0.83	0.30			0.05		0.03	0.0018	0.0024						25
6	0.177	0.021	1.02	7.54	0.037	0.0041	21.5		2.18			0.93										0.09	24
7	0.187	0.021	0.72		0.032	0.0043	22.5	1.70	2.79				0.94		0.41	0.0042			0.370				25
8	0.196	0.045	0.11	7.93	0.021	0.0004	22.0	0.18	0.24			0.47											25
9	0.205	0.005	0.12	1.05	0.030	0.0021	24.5	5.43			0.98		0.45			0.0035						0.09	28
10	0.206	0.010	1.52	2.51	0.047	0.0010	22.1	1.05	2.86			0.46											25
11	0.215	0.026	0.09	1.77	0.021	0.0005	21.5	2.01						0.15									25
12	0.221	0.023	1.94	5.90	0.015	0.0008	17.6	1.01		2.36			0.91		0.47	0.0043			0.3400	0.020			29
13	0.223	0.019	0.58	4.96	0.028	0.0005	21.3	1.43	0.23	0.33						0.0020	0.0023		0.0120				26
14	0.262	0.014	0.48	5.29	0.029	0.0004	22.0	0.03	1.68			0.97											26
15	0.294	0.044	0.62	1.13	0.014	0.0021	23.5	1.63						0.45	0.11			0.0047			0.015		28
16	0.310	0.012	0.38	4.01	0.027	0.0004	22.1	0.60											0.4900				27
17	0.205	0.012	0.58	3.24	0.036	0.0005	21.1	1.45	0.30	0.31						0.0019							25

下線は、本発明の規定から外れるものを意味する。

【表 2】

成分 番号	試料 番号	T1	N	T2	HA	FA	冷延率	V	Md値	X1	F値	均一伸び	局部伸び	製造性	備考
		°C	回	°C	°C	°C	%	°C/s	°C	μm	-	%	%		
1	1-1	1150	0	980	1050	1010	50	40	-73	2.1	120.1	22.0	10.1		本発明例
	1-2	1180	0	980	1050	1030	50	60	-82	2.3	113.8	22.5	9.9		比較例
	1-3	1220	0	930	1050	1030	80	60	-71	0.9	135.7	19.1	11.2		比較例
2	2-1	1180	0	950	1100	1030	80	35	-103	1.4	131.6	20.2	10.8		本発明例
	2-2	1180	0	950	1075	1020	80	40	-102	0.9	129.4	19.5	10.8		比較例
	2-3	1250	0	990	1100	1050	75	40	-103	1.7	117.0	21.0	9.6		比較例
	2-4	1180	1	970	1050	1030	75	35	-99	0.9	129.6	19.0	10.7		比較例
3	3-1	1180	0	950	1100	1040	80	35	-33	1.4	131.6	20.5	11.1		本発明例
	3-2	1180	0	950	1050	1050	80	60	-25	1.3	127.7	20.4	10.6		本発明例
	3-3	1150	0	970	1150	1035	67	70	-30	2.0	117.0	27.0	10.0	×	比較例
	3-4	1150	0	960	1100	1040	67	50	-29	1.9	117.0	21.8	9.9		比較例
4	4-1	1220	0	960	1050	1050	75	50	-30	1.0	126.5	20.5	10.6		本発明例
	4-2	1220	0	960	1075	1050	75	50	-30	1.2	130.4	21.0	10.9		本発明例
	4-3	1150	0	960	1100	1000	33	35	-21	2.6	109.5	24.6	9.3		比較例
	4-4	1200	0	960	1050	1000	33	50	-20	2.2	116.2	23.6	9.7		比較例
5	5-1	1200	0	960	1100	1040	67	35	-24	1.6	121.4	22.3	10.3		本発明例
	5-2	1200	0	960	1075	1050	67	35	-22	1.4	126.4	21.8	10.7		本発明例
	5-3	1280	0	970	1100	1020	50	35	-22	2.1	120.0	23.7	10.0	×	比較例
	5-4	1180	0	900	1050	1020	50	50	-22	0.6	123.0	19.9	10.5		比較例
6	6-1	1150	0	980	1075	1050	75	60	-53	1.1	127.5	21.3	10.8		本発明例
	6-2	1180	1	980	1050	1050	75	35	-64	0.3	125.9	19.0	10.6		比較例
	6-3	1220	0	980	1050	1025	33	50	-61	2.6	100.7	25.0	9.3		比較例
	6-4	1150	0	980	1075	1060	85	60	-58	0.9	127.5	19.8	10.8		比較例

下線または×印は本発明の規定から外れるものを意味する。

【表 3】

成分 番号	試料 番号	T1	N	T2	HA	FA	冷延率	V	Md値	X1	F値	均一伸び	局部伸び	製造性	備考
		°C	回	°C	°C	°C	%	°C/s	°C	μm	-	%	%		
7	7-1	1180	0	980	1050	1040	60	40	-95	1.5	120.0	22.4	10.3		本発明例
	7-2	1180	0	980	1075	1040	60	35	-96	1.4	124.9	22.2	10.4		本発明例
	7-3	1250	0	970	1025	1060	80	35	-96	0.5	129.6	19.7	11.0		比較例
	7-4	1100	0	960	1100	1060	80	60	-106	1.0	131.6	21.0	11.0	×	比較例
8	8-1	1220	0	980	1050	1040	60	60	-16	1.2	126.7	21.8	10.6		本発明例
	8-2	1220	0	980	1050	1040	60	70	-27	1.4	120.4	27.3	10.2	×	比較例
	8-3	1150	0	980	1175	1060	80	35	-21	1.1	119.0	21.6	9.9		比較例
	8-4	1150	0	960	1050	1020	80	40	-18	0.4	135.7	19.7	11.2		比較例
9	9-1	1180	0	990	1050	1050	67	50	-46	1.1	123.3	21.4	10.5		本発明例
	9-2	1180	0	960	1025	1050	67	40	-41	0.3	129.4	19.5	10.8		比較例
	9-3	1100	0	970	1050	1050	67	50	-45	1.0	128.2	21.1	10.8	×	比較例
10	10-1	1220	0	980	1050	1060	67	35	-87	1.7	123.4	22.1	10.2		本発明例
	10-2	1150	0	980	1050	1060	67	35	-91	1.4	127.0	20.9	10.6		本発明例
	10-3	1120	0	960	1100	1050	50	50	-91	2.4	120.1	23.0	10.0	×	比較例
	10-4	1180	0	960	1200	1040	50	50	-91	2.6	100.5	24.1	8.5		比較例
11	11-1	1220	0	950	1100	1050	60	50	-12	1.9	123.3	22.9	10.2		本発明例
	11-2	1190	0	970	1200	1060	60	40	-19	2.3	118.9	23.1	9.9		比較例
	11-3	1220	1	950	1100	1070	75	35	-11	0.7	131.5	19.5	10.4		比較例
	11-4	1150	0	980	1075	1090	75	60	-15	1.5	115.4	21.9	9.1		比較例
12	12-1	1220	0	960	1050	1050	50	35	-30	2.1	120.1	23.1	10.2		本発明例
	12-2	1150	0	960	1150	1040	50	35	-21	2.3	122.5	23.7	10.0		本発明例
	12-3	1200	0	930	1150	1080	80	40	-23	0.7	125.1	18.7	10.4		比較例
	12-4	1200	0	980	1050	1060	80	40	-25	0.7	135.5	19.9	10.9		比較例

下線または×印は本発明の規定から外れるものを意味する。

【表 4】

成分 番号	試料 番号	T1	N	T2	HA	FA	冷延率	V	Md値	X1	F値	均一伸び	局部伸び	製造性	備考
		℃	回	℃	℃	℃	%	℃/s	℃	μm	-	%	%		
13	13-1	1180	0	990	1075	1060	60	35	-47	1.9	120.8	23.4	10.2		本発明例
	13-2	1150	0	960	1075	1050	60	50	-40	1.8	123.3	23.0	10.4		本発明例
	13-3	<u>1260</u>	0	970	1050	1080	80	60	-42	1.1	130.0	20.7	10.6	×	比較例
	13-4	1180	0	990	1050	1080	80	<u>70</u>	-43	1.1	130.0	25.3	10.8	×	比較例
14	14-1	1150	0	980	1075	1080	80	40	-77	1.0	130.0	21.9	10.3		本発明例
	14-2	1180	0	980	1075	<u>1060</u>	80	40	-69	<u>0.5</u>	135.5	<u>19.2</u>	11.5		比較例
	14-3	<u>1120</u>	0	980	1100	1080	80	50	-81	1.1	130.0	21.6	10.5	×	比較例
	15-1	1180	0	950	1125	1090	75	60	-95	1.2	124.6	22.5	10.6		本発明例
15	15-2	1250	0	990	1150	1090	75	60	-99	1.2	131.5	22.5	10.4		本発明例
	15-3	1180	<u>1</u>	970	1100	1090	80	35	-91	<u>0.4</u>	133.5	<u>19.6</u>	10.6		比較例
	15-4	1180	0	980	1100	1100	<u>85</u>	50	-88	<u>0.9</u>	130.0	<u>19.8</u>	11.1		比較例
	16-1	1200	0	990	1150	1100	80	50	-66	1.3	125.1	<u>18.4</u>	<u>8.9</u>		比較例
16	16-2	1200	0	980	1100	1100	80	60	-67	1.2	125.1	<u>18.9</u>	<u>9.5</u>		比較例
	16-3	1200	0	980	1050	1100	80	50	-55	1.3	130.0	<u>19.3</u>	<u>9.1</u>		比較例
17	17-1	1180	0	970	1100	1080	80	50	<u>-5</u>	1.4	130.0	28.1	10.1	×	比較例
	17-2	1180	0	970	1100	1080	80	50	<u>-7</u>	1.5	125.1	28.2	10.4	×	比較例
	17-3	1180	0	960	1100	1070	80	35	-3	1.3	133.5	27.5	10.3	×	比較例

下線または×印は本発明の規定から外れるものを意味する。

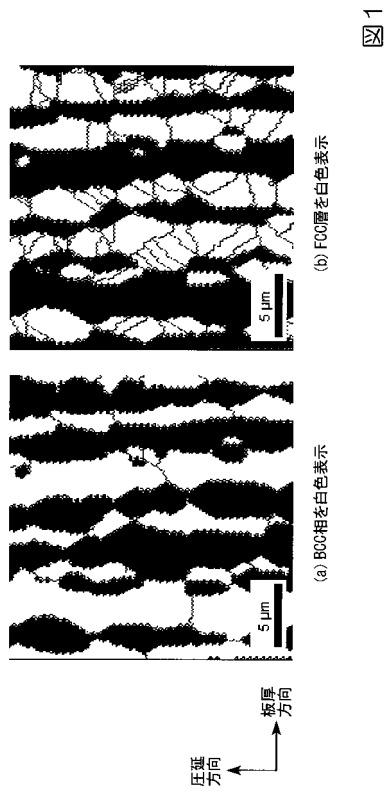
10

20

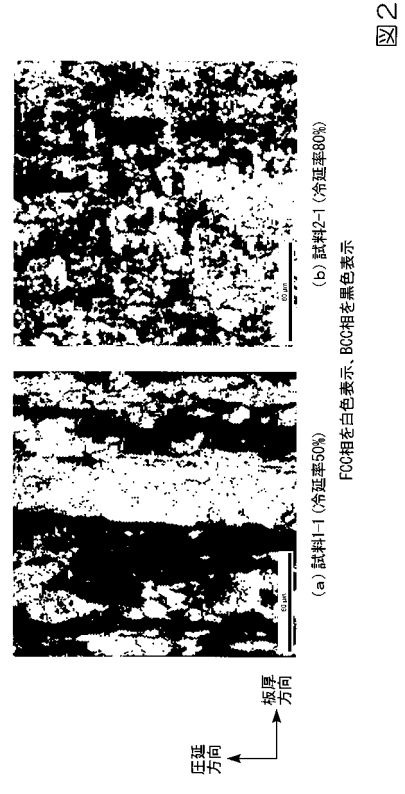
30

40

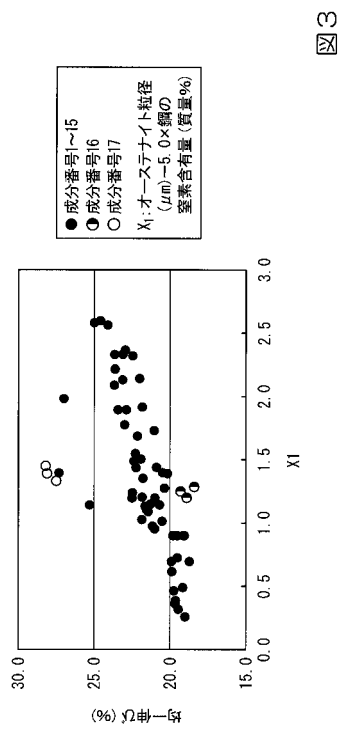
【図 1】



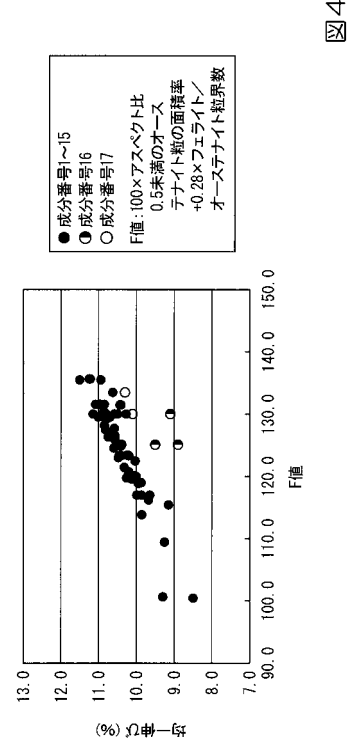
【図 2】



【図 3】



【図 4】



【手続補正書】

【提出日】平成29年3月15日(2017.3.15)

【手続補正1】

【補正対象書類名】特許請求の範囲

【補正対象項目名】全文

【補正方法】変更

【補正の内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、 $N: 0.080 \sim 0.300\%$ を含有し、式(1)で表されるPI値が30未満のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板であって、

オーステナイト相中の化学組成より式(2)で計算されるMd値が -10°C 未満であり、

鋼板の圧延幅方向に垂直な断面において、オーステナイト粒の投影面積円相当径の平均が $1.0 + 5.0 \times$ 鋼板全体での窒素含有量(質量%) μm 以上であり、

鋼板の圧延幅方向に垂直な断面におけるオーステナイト粒の全面積に対する、最長径の長さをそれに直交する方向での最大長さで除した値の逆数で表される形状アスペクト比が0.5未満であるオーステナイト粒の面積率および、鋼板の厚さ方向に垂直な断面において、圧延方向に垂直な方向 $1000 \mu\text{m}$ 中におけるフェライト／オーステナイト相境界数から式(3)で求められるF値が120以上であり、

更に質量%で、

$C: 0.050\%$ 以下、

$Si: 2.00\%$ 以下、

$Mn: 1.00 \sim 8.00\%$ 、

$P: 0.050\%$ 以下、

$S: 0.050\%$ 以下、

$Cr: 17.0 \sim 25.0\%$ 、

$Ni: 0.10 \sim 6.00\%$ 、

を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とするフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

$PI \text{ 値} = \{Cr\} + 3.3 \{Mo\} + 16 \{N\} \dots (1)$

$Md \text{ 値} = 551 - 462 (\{C\} + [N]) - 9.2 [Si] - 8.1 [Mn] - 13.7 [Cr] - 29 [Ni] - 29 [Cu] - 18.5 [Mo] \dots (2)$

$F \text{ 値} = 100 \times \text{アスペクト比が} 0.5 \text{ 未満であるオーステナイト粒の面積率} + 0.28 \times \text{フェライト／オーステナイト粒境界数} \dots (3)$

[但し、式(1)から式(3)中の{ }で囲まれた元素記号は、当該元素の鋼板全体での含有率(質量%)であり、[]で囲まれた元素記号は、当該元素のオーステナイト相中での含有量(質量%)であり、式(1)及び式(2)において当該元素を含有しない場合は0を代入する。]

【請求項2】

更に質量%で、

$Cu: 0.10 \sim 3.00\%$ 、

$Mo: 0.10 \sim 2.50\%$ 、

$Sn: 1.00\%$ 以下、

$W: 0.01 \sim 1.00\%$ 、

$V: 0.01 \sim 1.00\%$

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項3】

更に質量%で、

Nb : 0.50%以下、
Ti : 0.50%以下、
B : 0.0050%以下

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項4】

更に質量%で、

Ca : 0.0050%以下、
Mg : 0.0050%以下、
Al : 0.50%以下、
Ta : 0.0050%以下、
Ga : 0.0050%以下、
希土類元素 : 0.50%以下

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項5】

請求項1乃至4のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法であって、

請求項1乃至4のいずれか一項に記載の成分の鋼を連続鑄造し、

得られた鋼片を1150℃～1250℃に加熱し、すべてのパスでの圧下率が35%以下であり、かつ仕上温度が950℃以上である熱間圧延を行い、

熱間圧延によって得られた熱延板を1050℃～1150℃で焼鈍し、

冷延圧下率が50%以上80%以下である1回の冷間圧延、または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を行ない、

最終焼鈍を $920 + r + 300 \times \text{鋼板全体での窒素含有量（質量％）（℃）} \sim 940 + r + 300 \times \text{鋼板全体での窒素含有量（質量％）（℃）}$ かつ保定終了から400℃までの冷却速度を30℃/s超70℃/s未満にて行うことを特徴とするフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

ここで冷延圧下率（%）は、 $(\text{冷延前の板厚} - \text{冷延後の板厚}) / \text{冷延前の板厚} \times 100$ で計算される値であり、rは冷延圧下率と同値の温度（℃）である。ただし、冷間圧延を複数回行い、冷間圧延の間で中間焼鈍を行った場合は、rの計算に最終の冷間圧延の圧下率を用いる。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0019

【補正方法】変更

【補正の内容】

【0019】

<1>質量%で、N : 0.080～0.300%を含有し、式（1）で表されるPI値が30未満のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板であって、

オーステナイト相中の化学組成より式（2）で計算されるMd値が-10℃未満であり、

鋼板の圧延幅方向に垂直な断面において、オーステナイト粒の投影面積円相当径の平均が $1.0 + 5.0 \times \text{鋼板全体での窒素含有量（質量％）} \mu\text{m}$ 以上であり、

鋼板の圧延幅方向に垂直な断面におけるオーステナイト粒の全面積に対する、最長径の長さをそれに直交する方向での最大長さで除した値の逆数で表される形状アスペクト比が0.5未満であるオーステナイト粒の面積率および、鋼板の厚さ方向に垂直な断面において、圧延方向に垂直な方向1000μm中におけるフェライト／オーステナイト相境界数から式（3）で求められるF値が120以上であり、

更に質量%で、

C : 0.050 % 以下、
Si : 2.00 % 以下、
Mn : 1.00 ~ 8.00 %、
P : 0.050 % 以下、
S : 0.050 % 以下、
Cr : 17.0 ~ 25.0 %、
Ni : 0.10 ~ 6.00 %、

を含有し、残部が鉄及び不可避免の不純物からなることを特徴とするフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

$PI \text{ 値} = \{Cr\} + 3.3 \{Mo\} + 16 \{N\} \quad \dots (1)$

$Md \text{ 値} = 551 - 462 (\{C\} + [N]) - 9.2 [Si] - 8.1 [Mn] - 13.7 [Cr] - 29 [Ni] - 29 [Cu] - 18.5 [Mo] \quad \dots (2)$

$F \text{ 値} = 100 \times \text{アスペクト比が } 0.5 \text{ 未満であるオーステナイト粒の面積率} + 0.28 \times \text{フェライト／オーステナイト粒界数} \quad \dots (3)$

[但し、式(1)から式(3)中の { } で囲まれた元素記号は、当該元素の鋼板全体での含有率(質量%)であり、[] で囲まれた元素記号は、当該元素のオーステナイト相中での含有量(質量%)であり、式(1)及び式(2)において当該元素を含有しない場合は0を代入する。]

<2>更に質量%で、Cu : 0.10 ~ 3.00 %、Mo : 0.10 ~ 2.50 %、Sn : 1.00 % 以下、W : 0.01 ~ 1.00 %、V : 0.01 ~ 1.00 % の1種または2種以上を含有することを特徴とする<1>に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

<3>更に質量%で、Nb : 0.50 % 以下、Ti : 0.50 % 以下、B : 0.0050 % 以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする<1>または<2>に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

<4>更に質量%で、Ca : 0.0050 % 以下、Mg : 0.0050 % 以下、Al : 0.50 % 以下、Ta : 0.0050 % 以下、Ga : 0.0050 % 以下、希土類元素 : 0.50 % 以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする<1> ~ <3> のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

<5><1>乃至<4>のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法であって、<1>乃至<4>のいずれか一項に記載の成分の鋼を連続 casting し、得られた鋼片を1150℃~1250℃に加熱し、すべてのパスでの圧下率が35%以下であり、かつ仕上げ温度が950℃以上である熱間圧延を行い、熱間圧延によって得られた熱延板を1050℃~1150℃で焼鈍し、冷延圧下率が50%以上80%以下である1回の冷間圧延、または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を行ない、最終焼鈍を $920 + r + 300 \times \text{鋼板全体での窒素含有量(質量\%)} (^\circ\text{C}) \sim 940 + r + 300 \times \text{鋼板全体での窒素含有量(質量\%)} (^\circ\text{C})$ かつ保定終了から400℃までの冷却速度を30℃/s 超70℃/s 未満にて行うことを特徴とするフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

ここで冷延圧下率(%)は、(冷延前の板厚 - 冷延後の板厚) / 冷延前の板厚 $\times 100$ で計算される値であり、r は冷延圧下率と同値の温度(℃)である。ただし、冷間圧延を複数回行い、冷間圧延の間で中間焼鈍を行った場合は、r の計算に最終の冷間圧延の圧下率を用いる。

フロントページの続き

(72)発明者 川 真知

東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新日鐵住金ステンレス株式会社内

(72)発明者 石丸 詠一郎

東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新日鐵住金ステンレス株式会社内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA04 EA05 EA09 EA12 EA13 EA14 EA15 EA16
EA17 EA18 EA19 EA20 EA21 EA23 EA25 EA27 EA28 EA29
EA31 EA32 EA33 EA36 EB05 EB07 EB08 EB09 EB14 EC01
FA02 FA03 FB01 FC04 FC05 FF03 FG00 FG03 FJ06 FJ07
FK03