

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第5908936号
(P5908936)

(45) 発行日 平成28年4月26日 (2016. 4. 26)

(24) 登録日 平成28年4月1日 (2016. 4. 1)

(51) Int. Cl.	F 1
C 2 2 C 38/00 (2006. 01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z
C 2 2 C 38/18 (2006. 01)	C 2 2 C 38/18
C 2 2 C 38/60 (2006. 01)	C 2 2 C 38/60
C 2 1 D 8/02 (2006. 01)	C 2 1 D 8/02 D

請求項の数 10 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2014-64779 (P2014-64779)	(73) 特許権者	503378420
(22) 出願日	平成26年3月26日 (2014. 3. 26)		新日鐵住金ステンレス株式会社
(65) 公開番号	特開2015-187290 (P2015-187290A)		東京都千代田区大手町二丁目6番1号
(43) 公開日	平成27年10月29日 (2015. 10. 29)	(74) 代理人	110000637
審査請求日	平成26年3月28日 (2014. 3. 28)		特許業務法人樹之下知的財産事務所
		(74) 代理人	100107892
			弁理士 内藤 俊太
		(74) 代理人	100105441
			弁理士 田中 久喬
		(74) 代理人	100166707
			弁理士 香取 英夫
		(72) 発明者	濱田 純一
			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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 フランジ用フェライト系ステンレス鋼板とその製造方法およびフランジ部品

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%にて、C：0.001～0.08%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.01～1.0%、P：0.01～0.05%、S：0.0002～0.01%、Cr：10.0～25.0%、N：0.001～0.05%含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物より成る鋼で、板厚が5mm以上、＜011＞方向が圧延方向と15°以内にある結晶粒の面積率の比率が20%以上であることを特徴とするフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延鋼板または熱延鋼帯。

【請求項 2】

さらに質量%にて、Ti：0.01～0.4%、Nb：0.01～0.6%、B：0.0002～0.0030%、Al：0.005～0.3%、Ni：0.1～1%、Mo：0.1～2.0%、Cu：0.1～3.0%、V：0.05～1.0%、Mg：0.0002～0.0030%、Sn：0.01～0.3%、Sb：0.01～0.3%、Zr：0.01～0.1%、Ta：0.01～0.1%、Hf：0.01～0.1%、W：0.01～2.0%、Co：0.01～0.2%、Ca：0.0001～0.0030%、REM：0.001～0.05%、Ga：0.0002～0.1%の1種または2種以上を含有し、Mn含有量を0.01～0.5%とすることを特徴とする請求項1に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延鋼板または熱延鋼帯。

【請求項 3】

質量%にて、C：0.001～0.08%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.0

10

20

1～1.0%、P：0.01～0.05%、S：0.0002～0.01%、Cr：10.0～25.0%、N：0.001～0.05%含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物より成る鋼で、板厚が5mm以上、＜011＞方向が圧延方向と15°以内にある結晶粒の面積率の比率が20%以上であることを特徴とするフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯。

【請求項4】

さらに質量%にて、Ti：0.01～0.4%、Nb：0.01～0.6%、B：0.0002～0.0030%、Al：0.005～0.3%、Ni：0.1～1%、Mo：0.1～2.0%、Cu：0.1～3.0%、V：0.05～1.0%、Mg：0.0002～0.0030%、Sn：0.01～0.3%、Sb：0.01～0.3%、Zr：0.01～0.1%、Ta：0.01～0.1%、Hf：0.01～0.1%、W：0.01～2.0%、Co：0.01～0.2%、Ca：0.0001～0.0030%、REM：0.001～0.05%、Ga：0.0002～0.1%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3に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯。

10

【請求項5】

熱間圧延を行い、熱延仕上温度を800℃以上とし、巻取温度を500℃以下とすることを特徴とする請求項1または2記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延鋼板または熱延鋼帯の製造方法。

【請求項6】

熱間圧延を行い、熱延仕上温度を800℃以上とし、巻取温度を500℃以下とすることを特徴とする請求項3または4記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯の製造方法。

20

【請求項7】

焼鈍する際、10℃/sec以上の加熱速度で800～1000℃に加熱後、10℃/sec以上で冷却することを特徴とする請求項3または4に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯の製造方法。

【請求項8】

焼鈍する際、10℃/sec以上の加熱速度で800～1000℃に加熱後、10℃/sec以上で冷却することを特徴とする請求項6に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯の製造方法。

30

【請求項9】

請求項1又は2記載のフェライト系ステンレス鋼からなる熱延鋼板または熱延鋼帯からなるフランジ部品であって、-20℃で125J以下の衝撃エネルギーの付与で破壊しないことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼フランジ部品。

【請求項10】

請求項3または4記載のフェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯からなるフランジ部品であって、-20℃で125J以下の衝撃エネルギーの付与で破壊しないことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼フランジ部品。

【発明の詳細な説明】

40

【技術分野】

【0001】

本発明は、板厚が5mm以上のフェライト系ステンレス鋼板であって、鋼板製造時の割れを防止するとともに、本発明用途であるフランジ部品に対して耐食性、靱性に優れた素材を提供するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車の排ガス経路は、エキゾーストマニホールド、マフラー、触媒、フレキシブルチューブ、センターパイプおよびフロントパイプ等様々な部品から構成されている。これらの部品をつなげる際、フランジと呼ばれる締結部品を使用することが多い。自動車の排気

50

系部品では、加工工数が少なく済むと同時に作業空間が狭く済むため、フランジ接合が積極的に採用されている。また、振動による騒音および剛性確保の観点から、5 mm厚以上の厚手フランジが使用されることが多い。フランジはプレス成形の他、打ち抜き等の加工によって製造されるが、従来普通鋼板が素材として利用されていた。しかしながら、普通鋼は耐食性に劣るため、自動車製造後に初期錆びと呼ばれる錆が発生し、美観を損なう場合があった。このため、フランジ素材として普通鋼板に換えてステンレス鋼板の使用が積極的に進められつつある。

【0003】

フェライト系ステンレス鋼板は、オーステナイト系ステンレス鋼板に比べてNi含有量が少なく低コストなため、フランジには主としてフェライト系ステンレス鋼板が適用される場合が多いが、靱性に劣ることが課題であった。靱性が低いと鋼板製造過程のライン通板時およびコイル展開時に板破断が生じてしまう問題が生じる。また、フランジ加工において、切断、打ち抜き等の加工時に割れが生じることがある。更に、冬場の低温環境において衝撃が加えられた際にフランジが割れてしまい、自動車排気管が損傷してしまう問題が生じる。5 mm以上の厚手フェライト系ステンレス鋼板で特に靱性が低い場合があり、フランジに適用する場合に信頼性が低いという課題があった。

【0004】

本発明は、フランジ用厚手フェライト系ステンレス鋼板の靱性に関するもので、特に熱延鋼板あるいは熱延後焼鈍・酸洗処理が施されるNo. 1製品に関するものである。フェライト系ステンレス鋼板の靱性に関する課題を解決するための工夫がいくつか成されている。例えば、特許文献1および2には、板厚が5～12 mmのフェライト系ステンレス鋼熱延コイルまたは熱延焼鈍コイルを大量生産するための製造条件について開示されている。特許文献1はTi含有フェライト系ステンレス鋼を対象としており、硬さおよびシャルピー衝撃値を調整するために、巻取温度を570℃以上とし、コイルを水中に浸漬する方法が示されている。一方、特許文献2はNb含有フェライト系ステンレス鋼を対象としており、硬さおよびシャルピー衝撃値を調整するために、熱延仕上温度を890℃以上とし400℃以下で巻き取り、コイルを水中に浸漬する方法が示されている。これらは、熱延板あるいは熱延・焼鈍板の靱性向上の点から熱延条件を規定しているが、コイル全長を上記条件に制御するのは困難であるとともに、靱性向上のための金属組織的な支配因子が不明確であった。特許文献3には、フェライト相の結晶方位差が小さい亜粒界の長さを一定以上にした冷間割れ性に優れたフェライト系ステンレス鋼が開示されている。これは、熱延仕上温度を800～1000℃、巻取温度を650℃超～800℃とし、巻取後に水槽に浸漬する方法により得られる。また、特許文献4には粒界の析出物の占める割合を規定した靱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板が開示されている。これらは、結晶粒界性格や粒界上析出物の制御によって靱性向上が図られているが、必ずしもフランジ用途として満足いく靱性レベルには到達していなかった。この要因としては、上記以外の靱性支配因子を制御する必要がある、本発明ではこの点について鋭意研究を推進した。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開2012-140687号公報

【特許文献2】特開2012-140688号公報

【特許文献3】WO2013/085005号公報

【特許文献4】特開2009-263714号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明の目的は、既知技術の問題点を解決し、靱性に優れたフランジ用フェライト系ステンレス鋼板を効率的に製造することにある。

【課題を解決するための手段】

【0007】

上記課題を解決するために、本発明者らはフェライト系ステンレス鋼板の低温靱性に関して、成分および製造過程における組織、結晶方位学的見地から詳細な研究を行った。その結果、例えば5mm以上の厚手のフェライト系ステンレス鋼板で特に熱延鋼板あるいは熱延・焼鈍鋼板の靱性向上に対しては、母相結晶方位の配向を制御することが極めて有効であることを知見した。

【0008】

上記課題を解決する本発明の要旨は、

(1) 質量%にて、C：0.001～0.08%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.01～1.0%、P：0.01～0.05%、S：0.0002～0.01%、Cr：10.0～25.0%、N：0.001～0.05%含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物より成る鋼で、板厚が5mm以上、 $\langle 011 \rangle$ 方向が圧延方向と15°以内にある結晶粒の面積率の比率が20%以上であることを特徴とするフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延鋼板または熱延鋼帯。

10

(2) さらに質量%にて、Ti：0.01～0.4%、Nb：0.01～0.6%、B：0.0002～0.0030%、Al：0.005～0.3%、Ni：0.1～1%、Mo：0.1～2.0%、Cu：0.1～3.0%、V：0.05～1.0%、Mg：0.0002～0.0030%、Sn：0.01～0.3%、Sb：0.01～0.3%、Zr：0.01～0.1%、Ta：0.01～0.1%、Hf：0.01～0.1%、W：0.01～2.0%、Co：0.01～0.2%、Ca：0.0001～0.0030%、REM：0.001～0.05%、Ga：0.0002～0.1%の1種または2種以上を含有し、Mn含有量を0.01～0.5%とすることを特徴とする(1)記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延鋼板または熱延鋼帯。

20

(3) 質量%にて、C：0.001～0.08%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.01～1.0%、P：0.01～0.05%、S：0.0002～0.01%、Cr：10.0～25.0%、N：0.001～0.05%含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物より成る鋼で、板厚が5mm以上、 $\langle 011 \rangle$ 方向が圧延方向と15°以内にある結晶粒の面積率の比率が20%以上であることを特徴とするフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯。

(4) さらに質量%にて、Ti：0.01～0.4%、Nb：0.01～0.6%、B：0.0002～0.0030%、Al：0.005～0.3%、Ni：0.1～1%、Mo：0.1～2.0%、Cu：0.1～3.0%、V：0.05～1.0%、Mg：0.0002～0.0030%、Sn：0.01～0.3%、Sb：0.01～0.3%、Zr：0.01～0.1%、Ta：0.01～0.1%、Hf：0.01～0.1%、W：0.01～2.0%、Co：0.01～0.2%、Ca：0.0001～0.0030%、REM：0.001～0.05%、Ga：0.0002～0.1%の1種または2種以上を含有することを特徴とする(3)記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯。

30

(5) 熱間圧延を行い、熱延仕上温度を800℃以上とし、巻取温度を500℃以下とすることを特徴とする(1)または(2)記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延鋼板または熱延鋼帯の製造方法。

40

(6) 熱間圧延を行い、熱延仕上温度を800℃以上とし、巻取温度を500℃以下とすることを特徴とする(3)または(4)記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯の製造方法。

(7) 焼鈍する際、10℃/sec以上の加熱速度で800～1000℃に加熱後、10℃/sec以上で冷却することを特徴とする(3)または(4)記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯の製造方法。

(8) 焼鈍する際、10℃/sec以上の加熱速度で800～1000℃に加熱後、10℃/sec以上で冷却することを特徴とする(6)に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯の製造方法。

50

(9) (1) 又は (2) 記載のフェライト系ステンレス鋼からなる熱延鋼板または熱延鋼帯からなるフランジ部品であって、 -20°C で125 J以下の衝撃エネルギーの付与で破壊しないことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼フランジ部品。

(10) (3) または (4) 記載のフェライト系ステンレス鋼からなる熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯からなるフランジ部品であって、 -20°C で125 J以下の衝撃エネルギーの付与で破壊しないことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼フランジ部品。

【発明の効果】

【0009】

以上の説明から明らかなように、本発明によれば韌性に優れたフランジ用フェライト系ステンレス鋼板を新規設備を必要とせず、効率的に提供することができる。

10

【図面の簡単な説明】

【0010】

【図1】 $\langle 011 \rangle$ 方位比率とシャルピー衝撃値の関係を示す図である。

【図2】フランジ部品を示す図である。

【図3】フランジ部品の低温落重試験方法を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0011】

以下に本発明の限定理由について説明する。韌性向上には、結晶粒微細化、析出物の微細化ならびに軟質化が寄与する。しかしながら、添加元素が多く厚さが5 mm以上の厚手フェライト系ステンレス熱延板あるいは熱延・焼鈍板に対して、これらだけではフランジ用途として十分な韌性を確保することは困難であった。本発明では、母相であるフェライト相の結晶方位に着目して韌性との関係を詳細に調査した結果、熱延の安定方位である $\langle 011 \rangle$ 方向が圧延方向と 15° 以内にある結晶粒（以下「 $\langle 011 \rangle$ 方位粒」ともいう。）を面積率で20%以上形成させることにより韌性が向上することを見出した。図1に種々の製法で製造した板厚が異なる鋼（17%Cr-0.34%Nb-0.005%C-0.01%N）の熱延板あるいは熱延・焼鈍板の $\langle 011 \rangle$ 方位粒比率とシャルピー衝撃値の関係を示す。ここで、結晶方位はEBSP（Electron Back-Scattering Diffraction pattern）を用い、熱延板あるいは熱延・焼鈍板の全板厚について結晶粒毎の方位を測定し、 $\langle 011 \rangle$ 方向が圧延方向と 15° 以内にある結晶粒の面積率（以下「 $\langle 011 \rangle$ 方位比率」ともいう。）を測定した。シャルピー衝撃値は、熱延・焼鈍板からVノッチ試験片（幅方向にVノッチ付与）を採取して、JIS Z 2242に準拠して 0°C での衝撃値を計測した。これより、 $\langle 011 \rangle$ 方位比率が20%以上になると衝撃値が向上し、韌性が良好になる。ここで、良好な韌性とは 0°C での衝撃値が 7 J/cm^2 以上の衝撃値を有することであり、熱延コイルの展開および通板時に脆性割れが生じない。フェライト鋼のへき開面は $\{100\}$ 面であり、この面に沿って脆性割れが生じることが知られているが、 $\langle 011 \rangle$ 方位粒が発達すると亀裂伝播方向とへき開面の成す角度が大きくなるため、へき開破壊の抵抗力が大きくなり、韌性値が向上すると考えられる。

20

30

【0012】

次に鋼の成分範囲について説明する。成分含有量の%は質量%を意味する。

【0013】

Cは、固溶Cによる硬質化ならびに炭化物析出により韌性を劣化させるため、その含有量は少ないほど良い。また、0.08%超の場合、炭化物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達が抑制されるため、上限を0.08%とした。但し、過度の低減は精錬コストの増加に繋がるため、下限を0.001%とした。更に、製造コスト、耐食性および熱延板韌性を考慮すると0.002~0.015%が望ましい。

40

【0014】

Siは、脱酸元素として添加される場合がある他、耐酸化性の向上をもたらすが、固溶強化元素であるため、韌性の観点からは少ないほど良い。また、1.0%超の場合、すべり系の変化に起因して、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達が抑制されるため、上限を1.0%とした。一方、耐酸化性確保のため、下限を0.01%とした。但し、過度の低減は精錬コスト

50

の増加に繋がるため、材質や耐初期錆び性を考慮して0.05～0.9%が望ましい。

【0015】

Mnは、Si同様、固溶強化元素であるため、材質上その含有量は少ないほど良い。また、1.0%超の場合、MnS等の析出物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達が抑制されるので、上限を1.0%とした。一方、過度の低減は精錬コストの増加に繋がる他、微量のMn添加はスケール剥離性を向上させるため、下限は0.01%とした。更に、材質や製造コストを考慮すると0.1～0.5%が望ましい。

【0016】

Pは、MnやSi同様に固溶強化元素であり材料を硬質化させるため、靱性の観点からその含有量は少ないほど良い。また、0.05%超の場合、リン化物の生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達が抑制されるため、上限を0.05%とした。但し、過度の低減は原料コストの増加に繋がるため、下限を0.01%とした。更に、製造コストと耐食性を考慮すると0.015～0.03%が望ましい。

【0017】

Sは、耐食性を劣化させる元素であるため、その含有量は少ないほど良い。また、0.01%超の場合、MnS、 $Ti_4C_2S_2$ 等の析出物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達が抑制されるため、上限を0.01%とした。一方、MnやTiと結合してフランジ成形における打ち抜き性を向上させる効果があり、これを発現するのが0.0002%からなので、下限を0.0002%とした。更に、精錬コストや燃料部品とした際の隙間腐食抑制を考慮すると、0.0010～0.0060%が望ましい。

【0018】

Crは、耐食性や耐酸化性を向上させる元素であり、フランジに要求される塩害性を考慮すると、10.0%以上が必要である。一方過度な添加は、硬質となり成形性や靱性を劣化させる。また、25.0%超の場合、粗大なCr炭化物ならびに窒化物等の析出物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達が抑制されるため、上限を25.0%とした。尚、製造コストや靱性劣化による製造時の板破断を考慮すると、10.0～18.0%が望ましい。

【0019】

Nは、Cと同様に靱性と耐食性を劣化させるため、その含有量は少ないほど良い。また、0.05%超の場合、窒化物生成に起因して結晶方位のランダム化が生じ、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達が抑制されるため、上限を0.05%とした。但し、過度の低下は精錬コストの増加に繋がるため、下限を0.001%とした。更に、製造コストと加工性及び初期錆び性を考慮すると0.005～0.02%が望ましい。

【0020】

さらに本発明は、以下に示す元素を選択的に含有すると好ましい。

【0021】

Tiは、C、N、Sと結合して耐食性、耐粒界腐食性、靱性を向上させるために必要に応じて添加する元素である。C、N固定作用は0.01%から発現するため、下限を0.01%とした。また、0.4%超の添加は硬質化する他、粗大なTi(C、N)が析出して靱性を著しく劣化させる他、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達を抑制するため、上限を0.4%とした。更に、製造コストなどを考慮すると、0.05～0.25%が望ましい。

【0022】

Nbは、高温強度を向上させる他、Ti同様CやNと結合して耐食性、耐粒界腐食性、靱性を向上させるため必要に応じて添加される。この作用は、0.01%以上で発現するため、下限を0.01%とした。但し、過度な添加は硬質化し成形性を劣化させる他、粗大なNb(C、N)や熱履歴によっては $(Fe, Nb)_6C$ や Fe_2Nb が析出して靱性を著しく劣化させる他、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達を抑制するため、上限を0.6%とした。尚、原料コストや隙間腐食性を考慮すると、0.1～0.45%が望ましい。

【0023】

10

20

30

40

50

Bは、粒界に偏析することで製品の2次加工性を向上させる元素であり、フランジの打ち抜き性を向上させるため、必要に応じて添加される。この作用は、0.0002%以上で発現することから、下限を0.0002%とした。但し、過度な添加はほう化物が析出して靱性を劣化させる他、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達を抑制するため、上限を0.0030%とした。更に、コストや延性低下を考慮すると、0.0003~0.0010%が望ましい。

【0024】

Alは、脱酸元素として添加される場合があり、その作用は0.005%から発現するため、下限を0.005%とした。また、0.3%以上の添加は、靱性の低下や、溶接性および表面品質の劣化をもたらす他、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達を抑制するため、上限を0.3%とした。更に、精錬コストを考慮すると0.01~0.1%が望ましい。

10

【0025】

Niは、隙間腐食の抑制や再不働態化の促進により耐初期錆び性を向上させるため、必要に応じて添加される。この作用は、0.1%以上で発現するため、下限を0.1%とした。但し、過度な添加は硬質化し成形性を劣化させる他、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達を抑制したり、応力腐食割れが生じ易くなるため、上限を1%とした。尚、原料コストを考慮すると、0.1~0.5%が望ましい。

【0026】

Moは、耐食性や高温強度を向上させる元素であり、特に隙間構造を有する場合には隙間腐食を抑制するために必要な元素である。この作用は、0.1%から発現するため、下限を0.1%とした。また、2.0%を越えると著しく成形性が劣化したり、製造時の靱性劣化、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達を抑制が生じるため、上限を2.0%とした。更に、製造コストを考慮すると0.1~1.2%が望ましい。

20

【0027】

Cuは、高温強度向上の他、隙間腐食の抑制や再不働態化を促進させるため、必要に応じて添加される。この作用は、0.1%以上から発現するため、下限を0.1%とした。但し、過度な添加は、 ϵ -Cu析出によって硬質化し成形性と靱性を劣化させる他、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達を抑制するため、上限を3.0%とした。尚、製造時の酸洗性等を考慮すると、0.1~1.2%が望ましい。

【0028】

30

Vは、隙間腐食を抑制させる他、微量添加によって靱性向上に寄与するため必要に応じて添加される。この作用は、0.05%以上から発現するため、下限を0.05%とした。但し、過度な添加は、硬質化し成形性を劣化させる他、粗大なV(C, N)が析出によって靱性劣化ならびに $\langle 011 \rangle$ 方位の抑制につながるため、上限を1.0%とした。尚、原料コストや初期錆び性を考慮すると、0.07~0.2%が望ましい。

【0029】

Mgは、脱酸元素として添加させる場合がある他、スラブの組織を微細化させ、成形性向上に寄与する元素である。また、Mg酸化物はTi(C, N)やNb(C, N)等の炭窒化物の析出サイトになり、これらを微細分散析出させる効果がある。この作用は0.0002%以上で発現し、靱性向上に寄与するため下限を0.0002%とした。但し、過度な添加は、溶接性や耐食性の劣化につながる他、粗大な析出物形成に起因して $\langle 011 \rangle$ 方位の抑制につながるため、上限を0.0030%とした。精錬コストを考慮すると、0.0003~0.0010%が望ましい。

40

【0030】

SnやSbは、耐食性と高温強度の向上に寄与するため、必要に応じて0.01%以上添加する。0.3%超の添加により鋼板製造時のスラブ割れが生じる場合がある他、 $\langle 011 \rangle$ 方位の発達を抑制するため上限を0.3%とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、0.01~0.15%が望ましい。

【0031】

Zr、TaおよびHfは、CやNと結合して靱性の向上に寄与するため必要に応じて0

50

． 0.1 %以上添加する．但し， 0.1 %超の添加によりコスト増になる他，製造性を著しく劣化や<0 1 1>方位の発達を抑制につながるため，上限を0.1 %とする．更に，精錬コストや製造性を考慮すると，0.01～0.08 %が望ましい。

【0032】

Wは、耐食性と高温強度の向上に寄与するため，必要に応じて0.01 %以上添加する． 2.0 %超の添加により鋼板製造時の靱性劣化や<0 1 1>方位の抑制ならびにコスト増につながるため，上限を2.0 %とする．更に，精錬コストや製造性を考慮すると，0.01～1.0 %が望ましい。

【0033】

C oは、高温強度の向上に寄与するため，必要に応じて0.01 %以上添加する． 0.2 %超の添加により鋼板製造時の靱性劣化や<0 1 1>方位の抑制ならびにコスト増につながるため，上限を0.2 %とする．更に，精錬コストや製造性を考慮すると，0.01～0.1 %が望ましい。

10

【0034】

C aは、脱硫のために添加される場合があり、この効果は0.0001 %以上で発現することから下限を0.0001 %とした。しかしながら、0.0030 %超の添加により粗大なC a Sが生成し、靱性や耐食性を劣化、<0 1 1>方位を抑制させるため、上限を0.0030 %とした。更に，精錬コストや製造性を考慮すると，0.0003～0.0020 %が望ましい。

【0035】

20

R E Mは、種々の析出物の微細化による靱性向上や耐酸化性の向上の観点から必要に応じて添加される場合があり、この効果は0.001 %以上で発現することから下限を0.001 %とした。しかしながら、0.05 %超の添加により铸造性が著しく悪くなる他、<0 1 1>方位の発達を抑制することから上限を0.05 %とした。更に，精錬コストや製造性を考慮すると，0.001～0.01 %が望ましい。R E M（希土類元素）は、一般的な定義に従い、スカンジウム（S c）、イットリウム（Y）の2元素と、ランタン（L a）からルテチウム（L u）までの15元素（ランタノイド）の総称を指す。単独で添加してもよいし、混合物であってもよい。

【0036】

G aは、耐食性向上や水素脆化抑制のため、0.1 %以下で添加してもよい。硫化物や水素化物形成の観点から下限は0.0002 %とする。好ましくは0.0010 %以上である。さらに、製造性やコストの観点ならびに、<0 1 1>方位発達の観点から0.0040 %以下が好ましい。

30

【0037】

その他の成分について本発明では特に規定するものではないが、本発明においては、B i等を必要に応じて、0.001～0.1 %添加してもよい。なお、A s、P b等の一般的な有害な元素や不純物元素はできるだけ低減することが好ましい。

【0038】

次に製造方法について説明する。本発明の鋼板は、製鋼－熱間圧延、製鋼－熱間圧延－酸洗あるいは製鋼－熱間圧延－焼鈍－酸洗の工程で製造される。製鋼においては、前記必須成分および必要に応じて添加される成分を含有する鋼を、転炉溶製し続いて2次精錬を行う方法が好適である。溶製した溶鋼は、公知の铸造方法（連続铸造）に従ってスラブとする。スラブは、所定の温度に加熱され、所定の板厚に連続圧延で熱間圧延される。

40

【0039】

本発明では、熱間圧延における仕上温度と巻取温度を規定する。仕上温度は、高温ほど仕上圧延後にフェライト相の加工歪が除去と組織回復が促進し、<0 1 1>方位粒（<0 1 1>方向が圧延方向と15°以内にある結晶粒）を有するサブグレイン形成によって靱性向上に寄与する。加えて、仕上温度が800℃未満では<0 1 1>方位粒以外の方位（<0 0 1>方位等）が熱延せん断歪に起因して生成および発達してしまう。仕上温度を800℃以上にすることにより、他方位を抑制し、サブグレイン組織を有する<0 1 1>方

50

位粒が20%以上得られることから、仕上温度を800℃以上とする。しかしながら、過度な高温化は<011>方位粒の生成が抑制される他、酸洗性の低下につながることから、仕上温度上限を900℃とする。更に、表面疵を考慮すると810～880℃が望ましい。

【0040】

仕上圧延後巻取処理がなされるが、500℃超の高温巻取で靱性低下をもたらす析出物の生成、475℃脆性によって低靱化するため、巻取温度上限を500℃とする。また、仕上温度800℃以上で施された仕上圧延時に形成されたサブグレイン組織を有する<011>方位粒の結晶方位回転を抑制し、また再結晶組織にしないために、巻取上限温度の500℃が必要となる。しかしながら、過度な低温化はコイル形状が不良になることから、下限を200℃とする。更に、形状安定性、酸洗性を考慮すると巻取温度300～450℃が望ましい。尚、熱延板厚はフランジとして多用される5mm以上とするが、過度に厚手化すると靱性が極端に低下するため、望ましくは5～20mmが望ましい。

【0041】

熱間圧延後に焼鈍－酸洗工程を通板する場合、焼鈍条件を規定する。焼鈍温度の高温化に伴い回復・再結晶が進み、<011>方位粒が低減する。これを抑制するために、800～1000℃に加熱する。加熱温度800℃未満では、熱延段階の加工組織が残留して回復が十分進まず硬質なため、靱性が不良となる。また、加熱温度1000℃超では再結晶完了後の粒成長が顕著に進行するとともに、結晶方位のランダム化が進み<011>方位粒が低減するため靱性が著しく劣化するからである。加熱する際、加熱速度を10℃/sec以上とする。加熱速度がこれよりも遅い場合、再結晶が進行しサブグレイン組織の消失および結晶粒の粗大化が生じ、<011>方位粒が低減して靱性が劣化する。加熱速度が10℃/sec未満で<011>方位粒が低減する要因としては、徐加熱中に他方位の生成が生じてしまい、<011>方位粒を蚕食することが原因である。特に、<112>、<100>方位が発達し、<011>方位粒の存在比率が20%を満たすことが困難となる。また、冷却速度についても10℃/sec以上とするが、これは冷却過程で靱性劣化をもたらす析出物の形成を抑制するためである。また、冷却速度が10℃/sec未満では、冷却過程で結晶方位変化が生じて<011>方位比率が低減する。更に、生産性を考慮すると、加熱速度は15℃/sec以上、冷却速度は15℃/sec以上が望ましい。なお、本発明の成分組成であれば上記の冷却速度で十分効果を発現する。上記よりも高速（例えば、50℃/sec以上）の冷却速度にしても本発明の効果は飽和する。本発明においては、表面品位、鋼板形状や製造コストを考慮して、冷却速度を50℃/sec未満とするのが好ましい。また、加熱温度については、析出物の固溶化、結晶粒の粗大化抑制および<011>方位残留の観点から850～950℃が望ましい。

【0042】

熱間圧延を経た上記本発明のフェライト系ステンレス鋼は、熱延鋼板または熱延鋼帯を構成する。熱間圧延後に焼鈍を行った上記本発明のフェライト系ステンレス鋼は、熱延焼鈍鋼板または熱延焼鈍鋼帯を構成する。

【実施例】

【0043】

表1に示す成分組成の鋼を溶製しスラブに鑄造し、スラブを5mm厚以上に熱間圧延して熱間圧延コイルとした。この際、熱延仕上温度を810～880℃、巻取温度を300～450℃に制御した。その後、焼鈍を施すコイルも製造し、この際の焼鈍温度は850～950℃、加熱速度と冷却速度はいずれも15℃/secとした。これら熱延板あるいは熱延・焼鈍板から結晶方位評価サンプルとシャルピー衝撃試験片を採取した。結晶方位はEBSPを用い、熱延板あるいは熱延・焼鈍板の全板厚について結晶粒毎の方位を測定し、<011>方向が圧延方向と15°以内にある結晶粒の面積率（<011>方位比率）（面積%）を測定した。シャルピー衝撃試験を前記方法でJIS Z 2242に準拠して実施した。

【0044】

【表 1－1】

No.		成分(質量%)																				熱延板/熱 延焼鈍板		<011> 方位 比率 %	衝擊 値 J/cm ²				
		C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Ti	Nb	B	Al	Ni	Mo	Cu	V	Mg	Sn	Sb	Zr	Ta					Hf	W	Co	Ca
A1		0.005	0.43	0.32	0.023	0.0006	10.7	0.008	0.18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	27	15
A2		0.062	0.35	0.51	0.032	0.0046	16.2	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	33	15
A3		0.075	0.25	0.42	0.030	0.0021	16.5	0.033	-	-	-	0.08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	21	12
A4		0.011	0.33	0.13	0.023	0.0007	17.3	0.018	-	0.42	-	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	42	29
A5		0.004	0.06	0.07	0.025	0.0008	17.2	0.011	0.21	-	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	22	15
A6		0.005	0.07	0.03	0.026	0.0010	17.4	0.013	-	0.38	0.0003	0.06	-	0.8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	56	21
A7		0.008	0.91	0.35	0.030	0.0005	13.9	0.009	-	0.42	-	0.03	0.1	-	-	0.07	-	-	-	-	-	-	-	0.0005	-	-	-	72	20
A8		0.005	0.07	0.09	0.024	0.0010	17.2	0.013	0.21	-	0.0010	0.09	-	1.1	-	0.10	0.0006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	43	15
A9	本 発 明 例	0.009	0.45	0.15	0.021	0.0007	21.1	0.019	-	0.43	-	0.07	0.3	-	0.4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	35	19
A10		0.013	0.22	0.27	0.022	0.0007	18.9	0.016	0.09	0.35	0.0007	0.12	0.2	-	0.3	0.12	0.0004	-	-	-	-	-	-	0.0007	-	-	20	11	
A11		0.006	0.23	0.96	0.031	0.0008	17.6	0.014	0.07	0.46	0.0005	0.06	-	1.8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	26	16
A12		0.005	0.42	0.38	0.015	0.0019	17.1	0.006	0.13	0.42	0.0004	0.03	-	-	1.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	21	13
A13		0.006	0.44	0.15	0.030	0.0009	11.6	0.006	0.17	-	0.0004	0.07	0.1	0.1	0.1	0.13	0.0003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	20	14
A14		0.005	0.06	0.16	0.031	0.0025	11.5	0.013	0.15	-	0.0006	0.05	0.7	-	-	0.18	0.0005	-	-	-	-	0.06	-	-	0.0018	0.01	-	26	15
A15		0.014	0.16	0.23	0.026	0.0016	14.5	0.009	0.08	0.22	0.0006	0.05	-	-	-	-	-	-	0.12	-	-	-	-	-	-	-	-	21	16
A16		0.012	0.13	0.33	0.036	0.0009	17.6	0.012	-	0.36	0.0006	0.07	0.2	-	0.4	-	-	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	35	17
A17		0.013	0.15	0.22	0.026	0.0011	17.5	0.010	-	0.29	-	-	-	-	0.3	-	-	-	-	-	-	-	1.50	-	-	-	-	20	12
A18		0.055	0.41	0.45	0.032	0.0035	16.1	0.025	-	-	-	0.11	-	-	0.2	0.15	0.0005	-	-	-	0.11	-	-	0.09	-	-	-	53	26
A19		0.006	0.35	0.09	0.025	0.0009	19.5	0.017	0.17	0.22	0.0004	0.07	0.13	1.5	0.1	0.13	0.0003	0.06	0.05	0.07	0.05	0.05	0.06	0.05	0.0011	0.008	-	45	27
A20		0.008	0.09	0.13	0.032	0.0017	17.1	0.015	-	0.33	-	0.03	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.010	25	16

本発明例

10

20

30

40

【表 1 - 2】

	No.	成分(質量%)																							熱延板/熱延焼鈍板	<011>方位比率 %	衝擊值 J/cm ²			
		C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Ti	Nb	B	Al	Ni	Mo	Cu	V	Mg	Sn	Sb	Zr	Ta	Hf	W	Co				Ca	REM	Ga
比較例	B1	0.092*	0.24	0.37	0.020	0.0009	10.7	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	16*	6
	B2	0.005	1.56*	0.25	0.020	0.0009	17.3	0.006	0.18	-	0.0009	0.09	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延板	18*	9
	B3	0.013	0.32	1.43*	0.020	0.0012	14.5	0.010	-	0.35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	15*	7
	B4	0.003	0.42	0.43	0.06*	0.0002	16.3	0.010	0.12	-	0.0007	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	11*	5
	B5	0.007	0.26	0.32	0.019	0.0125*	18.8	0.013	0.16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	16*	7
	B6	0.012	0.31	0.34	0.040	0.0026	25.3*	0.005	-	-	0.0005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	14*	6
	B7	0.004	0.25	0.36	0.020	0.0015	17.5	0.06*	0.22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	15*	8
	B8	0.003	0.26	0.12	0.030	0.0053	14.1	0.015	0.46*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	13*	4
	B9	0.008	0.39	0.12	0.032	0.0035	16.2	0.005	-	0.65*	0.0100*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延板	5*	2
	B10	0.009	0.29	0.26	0.010	0.0015	19.5	0.005	-	-	0.0035*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	18*	10
	B11	0.006	0.36	0.33	0.040	0.0033	11.1	0.007	-	-	-	0.36*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	6*	6
	B12	0.002	0.42	0.42	0.020	0.0032	13.8	0.006	-	-	-	-	1.5*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延板	5*	5
	B13	0.003	0.17	0.26	0.030	0.0013	16.5	0.012	-	0.25	-	0.04	-	2.6*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	4*	4
	B14	0.011	0.25	0.27	0.020	0.0023	11.9	0.006	-	-	-	-	-	-	3.3*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	10*	8
	B15	0.005	0.31	0.21	0.010	0.0016	13.5	0.010	-	-	-	0.03	-	-	-	1.2*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延板	11*	9
	B16	0.009	0.39	0.12	0.040	0.0022	14.5	0.013	-	-	0.0005	-	-	-	-	-	0.0042*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	16*	7
	B17	0.006	0.21	0.33	0.030	0.0007	17.3	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.45*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	18*	10
	B18	0.005	0.32	0.17	0.050	0.0011	13.6	0.013	-	-	-	0.06	-	-	-	-	-	-	0.36*	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	5*	6
	B19	0.005	0.21	0.25	0.010	0.0025	16.3	0.009	-	-	-	0.13	-	-	-	-	-	-	-	0.2*	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	2*	3
	B20	0.056	0.13	0.65	0.016	0.0046	11.5	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.3*	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	2*	1
	B21	0.043	0.96	0.95	0.025	0.0056	10.9	0.045	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.2*	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	3*	2
	B22	0.055	0.85	0.35	0.035	0.0076	16.5	0.033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.3*	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	4*	4
	B23	0.063	0.65	0.64	0.019	0.0009	17.5	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.3*	-	-	-	-	熱延焼鈍板	5*	6
	B24	0.042	0.43	0.56	0.037	0.0016	17.6	0.039	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0045*	-	-	熱延焼鈍板	6*	5
	B25	0.009	0.33	0.13	0.015	0.0016	10.8	0.015	0.12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.06*	-	熱延焼鈍板	12*	6
	B26	0.008	0.13	0.31	0.025	0.0013	14.5	0.015	0.12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	熱延焼鈍板	10*	3

*本発明から外れているもの

比較例

【0045】

表 1 に結果を示す。本発明例 A 1 ～ A 2 0 は、本発明の成分を有し、< 0 1 1 > 方位比率が 2 0 % 以上であり、0 °C での衝撃値が 7 J / c m² 以上であった。比較例 B 1 ～ B 2

10

20

30

40

50

6 はいずれかの成分が本発明範囲外であり、＜0 1 1＞方位比率が20%未満であり、0℃での衝撃値が7 J/cm²に達しない例が多かった。0℃での衝撃値が7 J/cm²以上の衝撃値を有する鋼であれば、熱延コイルの展開および通板時に脆性割れが生じないが、本発明の鋼および製造方法によれば十分な靱性を有していることが分かる。

【0046】

【表2】

	No.	鋼 No	熱延条件			焼鈍条件			特性		
			仕上 温度 ℃	巻取 温度 ℃	板厚 mm	加熱 温度 ℃	加熱 速度 ℃/sec	冷却 速度 ℃/sec	<011> 方位比 率 %	衝撃値 J/cm ²	フランジ部 品の低温 衝撃試験 における割 れ有無
本 発 明 例	C1	A1	830	470	8	880	16	20	27	15	無
	C2	A1	830	470	8	焼鈍無し			35	21	無
	C3	A2	810	450	8	820	12	19	33	15	無
	C4	A2	810	450	13	820	15	21	31	14	無
	C5	A2	810	450	13	焼鈍無し			42	30	無
	C6	A4	840	350	5	1000	15	16	45	31	無
	C7	A4	840	350	8	970	17	18	42	29	無
	C8	A4	840	350	13	950	16	25	40	27	無
	C9	A4	840	350	8	焼鈍無し			53	35	無
	C10	A5	820	400	13	940	19	15	22	16	無
	C11	A5	820	400	13	焼鈍無し			35	23	無
	C12	A6	860	400	5	990	20	17	60	25	無
	C13	A6	860	400	8	970	20	23	56	21	無
	C14	A6	860	400	13	950	18	19	50	18	無
	C15	A6	860	400	5	焼鈍無し			67	36	無
	C16	A7	805	420	5	1000	18	21	75	24	無
	C17	A7	805	420	8	960	15	20	72	20	無
	C18	A7	805	420	13	940	15	16	60	16	無
	C19	A7	805	420	8	焼鈍無し			75	39	無
	C20	A8	860	330	8	970	25	15	43	15	無
	C21	A8	860	330	8	焼鈍無し			52	25	無
	C22	A9	880	330	5	970	23	30	26	24	無
	C23	A9	880	330	5	焼鈍無し			33	29	無
	C24	A10	880	300	8	970	20	24	20	11	無
比 較 例	D1	A1	750*	470	8	880	16	20	15*	6	有
	D2	A2	810	550*	8	820	12	19	18*	5	有
	D3	A4	840	350	8	750*	17	18	10*	4	有
	D4	A5	820	400	13	1050*	19	15	8*	3	有
	D5	A6	860	400	5	990	5*	17	18*	6	有
	D6	A8	860	330	8	970	25	5*	10*	4	有

【0047】

本発明の成分を有する鋼に対して、表2に示すように熱延条件と焼鈍条件を変更したコイルの評価結果を示す。表2の鋼No. は、表1のNo. に対応しており、当該No. の成分を含有しており、表2に記載の製造方法を適用したものである。表2の本発明例C1～C24は、本発明の製造条件を適用し、良好な靱性が得られている。一方、比較例D1～D6は、いずれかの製造条件が本発明範囲外であり、＜0 1 1＞方位比率が20%未満であり、0℃での衝撃値が7 J/cm²に達しなかった。

【0048】

10

20

30

40

50

また、表 2 には熱延板あるいは熱延・焼鈍板を素材として、フランジ加工した後に低温落重試験を実施した結果を示す。図 2 にフランジ部品 1 の一例を示す。図 3 に低温落重試験の方法を示す。落重試験装置 2 を用い、 -20°C に冷やしたフランジ部品 1 の側面に重さ 16 kg の錘 3 を高さ 80 cm から自由落下させ、フランジ部品 1 の割れ有無を目視観察した。この場合、フランジ部品に付与されるエネルギーは 125 J となる。フランジ部品を -20°C に冷却する方法は恒温恒湿槽あるいはアルコールと液体窒素で温度調整し、 -20°C に 10 分保持した後、衝撃を与えた。表 2 から、本発明鋼から作成されたフランジ部品は -20°C で 125 J 以下の衝撃エネルギーの付与で割れが生じることがなく、低温靱性に優れたフランジ部品を提供することが可能である。

【0049】

10

なお、製造工程における他の条件は適宜選択すれば良い。例えば、スラブ厚さ、熱間圧延板厚などは適宜設計すれば良い。熱延巻取後に水冷プールに浸漬しても構わない。熱延後あるいは熱延焼鈍後の酸洗については、ショットブラスト、ペンディング、ブラシ等のメカニカルデスケール方法については適宜選択すれば良く、酸液についても硫酸、硝酸等既設条件で構わない。更に、この後にコイル研削を表面に施しても構わない。

【産業上の利用可能性】

【0050】

以上の説明から明らかなように、本発明のステンレス熱延鋼板により、製造性に優れるとともに、フランジ作製時および使用時の靱性も確保されている。つまり、本発明を適用した材料を、特に自動車、二輪用部品として用いることで信頼性の確保が図られ、社会的

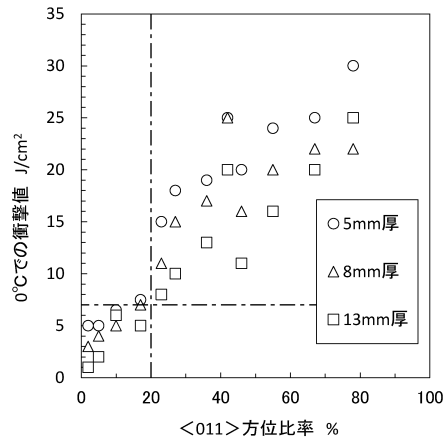
20

【符号の説明】

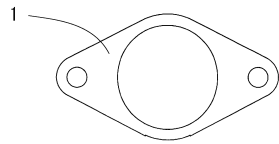
【0051】

- 1 フランジ部品
- 2 落重試験装置
- 3 錘

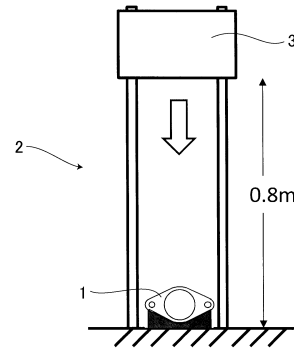
【図 1】



【図 2】



【図 3】



フロントページの続き

(72)発明者 伊藤 宏治

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

審査官 太田 一平

(56)参考文献 特開2013-209726 (JP, A)

国際公開第2013/146815 (WO, A1)

特開2002-363693 (JP, A)

特開2003-055738 (JP, A)

特開2005-120453 (JP, A)

特開2007-284783 (JP, A)

特開2009-030078 (JP, A)

特開2012-233229 (JP, A)

国際公開第2012/161241 (WO, A1)

特開2013-173998 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 5/00 - 25/00

C22C 27/00 - 28/00

C22C 30/00 - 30/06

C22C 35/00 - 45/10

C21D 7/00 - 8/10