

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6550325号
(P6550325)

(45) 発行日 令和1年7月24日(2019.7.24)

(24) 登録日 令和1年7月5日(2019.7.5)

(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 38/50 (2006.01)	C 2 2 C 38/50		
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
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46		Z

請求項の数 5 (全 24 頁)

(21) 出願番号	特願2015-232285 (P2015-232285)	(73) 特許権者	503378420
(22) 出願日	平成27年11月27日(2015.11.27)		日鉄ステンレス株式会社
(65) 公開番号	特開2017-95789 (P2017-95789A)		東京都千代田区丸の内一丁目8番2号
(43) 公開日	平成29年6月1日(2017.6.1)	(74) 代理人	100106909
審査請求日	平成30年7月13日(2018.7.13)		弁理士 棚井 澄雄
		(74) 代理人	100175802
			弁理士 寺本 光生
		(74) 代理人	100134359
			弁理士 勝俣 智夫
		(74) 代理人	100188592
			弁理士 山口 洋
		(74) 代理人	100064908
			弁理士 志賀 正武

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熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 1 %、

S i : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %、

M n : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %、

P : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 4 %、

S : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 1 %、

C r : 1 0 ~ 2 0 %、

N i : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %、

T i : 0 . 4 0 % 以下、

N b : 0 . 6 0 % 以下、

T i + N b 8 × (C + N) (式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。

) を満足し、

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 4 0 %、

A l : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 %、

N : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 % 含有し、

残部が F e および不可避免的不純物からなり、

板厚が 5 mm 以上 1 0 mm 以下であり、圧延方向に平行な断面の組織が未再結晶展伸粒を 5 0 % 以上含み、前記未再結晶展伸粒の短径の最大値が 2 5 0 μ m 以下であることを特徴

とするフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板。

【請求項 2】

質量%で、

B : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

Mo : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 %、

Cu : 0 . 0 1 ~ 0 . 3 %、

Mg : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

Sn : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、

Sb : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、

Zr : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、

Ta : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、

Hf : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、

W : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 %、

Co : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 %、

Ca : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 0 3 0 %、

REM : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、

Ga : 0 . 0 0 0 2 ~ 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1に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板。

10

【請求項 3】

請求項1または請求項2に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の製造方法であり、

20

熱延加熱温度を1140 以上1270 以下、且つ、 $1020 + 11(Cr + 3Mo) \pm 20$ (式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。)とする粗熱延を行い、粗熱延板を30 以上80 以下昇温させてから、850 以上の熱延仕上げ温度で仕上げ熱延した後、冷却し、650 以下の巻取温度で巻き取ること特徴とするフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の製造方法。

【請求項 4】

仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を1.5秒以上空冷する工程を含む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熱延鋼板の製造方法。

【請求項 5】

30

シャルピー衝撃試験におけるエネルギー遷移温度が50 以下であり、自動車フランジ部品に用いられることを特徴とする、請求項1または請求項2に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、フランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

40

自動車の排ガス経路は、エキゾーストマニホールド、EGR (Exhaust Gas Recirculation)、マフラー、触媒、DPF (Diesel particulate filter)、尿素SCR (Selective Catalytic Reduction)、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には、フランジと呼ばれる締結部品が多く使用されている。フランジを用いるフランジ接合は、加工工数が少なくて済むとともに、作業空間が狭くて済むため、自動車の排気系部品の接合に積極的に採用されている。自動車の排気系部品のフランジ接合には、振動による騒音および剛性確保の観点から、板厚6mm以上の厚手フランジが使用されることが多い。

【0003】

従来、フランジの素材としては、普通鋼板が利用されている。フランジは、素材に打ち

50

抜き加工およびプレス成形などの工程を行うことにより製造されている。

しかしながら、普通鋼板からなるフランジは、ステンレス鋼からなる他の自動車の排気系部品に比べて耐食性に劣る。その結果、フランジは、錆の発生が目立ち、美観を損なう原因となる場合があった。

このため、フランジに使用する素材においては、普通鋼板からステンレス鋼板への変更が進められつつある。

【 0 0 0 4 】

フランジの素材に用いるステンレス鋼板として、オーステナイト系ステンレス鋼板を用いると、一般に 8 % 以上の Ni を含むためコストが高くなる。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と比較して Ni 含有量が少なく、低コストである。しかし、フェライト系ステンレス鋼板は、普通鋼板と比較して韌性に劣る。

10

【 0 0 0 5 】

フェライト系ステンレス鋼は、韌性が低いため、鋼板製造過程におけるライン通板時およびコイル展開時に板破断が生じやすい。特に、板厚が 5 mm 以上のフェライト系ステンレス鋼板では、韌性が低いために、熱延コイルとして製造出来ず、厚板として製造しなければならない場合があった。

また、フェライト系ステンレス鋼板は、韌性が低いため、フランジを製造する際に行う切断、打ち抜き加工、プレス成型等の工程で、割れが生じることがあった。

【 0 0 0 6 】

従来、フェライト系ステンレス鋼板の韌性を向上させる技術として、例えば、特許文献 1 ~ 特許文献 4 に記載の技術がある。

20

特許文献 1 には、熱延コイルの冷間展開、冷間圧延及び各種ハンドリング時に発生しがちな割れ等のトラブルを生じることのない、韌性の優れた高純度フェライト系ステンレス鋼熱延鋼帯を得る製造方法が記載されている。具体的には、熱間圧延した後、直ちに 1 0 / s e c 以上の冷却速度にて急冷を行い、4 5 0 以下の温度で巻取る製造方法が開示されている。

【 0 0 0 7 】

また、特許文献 1 に記載の製造方法を実施した熱延鋼帯では、衝撃破面遷移温度が - 2 0 以下となることが記載されている。また、特許文献 1 の実施例には、板厚 3 mm の熱延鋼帯コイルのコイル展開の可否が示されている。特許文献 1 に記載の技術によって、巻取り直後に熱延鋼帯を水槽に入れて水冷するような、熱延鋼帯の韌性値にバラツキが多くなる製造方法を避けることが出来る。

30

しかしながら、特許文献 1 に記載の技術では、板厚が 5 mm を超える厚手フェライト系ステンレス鋼板の韌性を改善することは難しかった。

【 0 0 0 8 】

特許文献 2 には、Nb を 0 . 2 0 % ~ 0 . 8 0 % 含み、Cr : 1 3 . 5 % を超え ~ 1 5 . 5 % 含む低温韌性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼帯が記載されている。また、特許文献 2 には、板厚が 4 . 5 mm 以上、9 . 0 mm 以下の熱延鋼帯を製造する方法として、8 0 0 以上で熱間圧延した後に、直ちに水冷し、熱間圧延後の板厚 t と熱間圧延時の巻き取り温度 T が $t \times t = 3 6 0 0$ の関係を満足する温度で巻取る製造方法が記載されている。

40

【 0 0 0 9 】

特許文献 3 には、熱延コイルを展開して通板するラインにおいて材料割れの問題が安定して防止できるに足る韌性・延性を有し、板厚が 5 . 0 ~ 1 2 . 0 mm の Ti 含有フェライト系ステンレス鋼熱延コイルが開示されている。また、特許文献 3 には、巻取温度を 5 7 0 以上とし、巻取終了時から 5 分以上経過後で、かつコイル最外周の表面温度が 5 5 0 以上である時にコイルを水中に浸漬し、当該水中で 1 5 分以上保持する製造方法が示されている。

【 0 0 1 0 】

特許文献 4 には、熱延コイルを展開して通板するラインにおいて材料割れの問題が安定

50

して防止できるに足る韌性・延性を有し、板厚が5.0～10.0mmのNb含有フェライト系ステンレス鋼熱延コイルが開示されている。また、特許文献4には、ステンレス鋼スラブを仕上圧延温度890以上で熱間圧延し、巻取前に水冷して巻取温度400以下で巻取ってコイルとし、巻取終了時から30分以内にコイルを水中に浸漬し、当概水中で15分以上保持する製造方法が示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【特許文献1】特開昭60-228616号公報

【特許文献2】特開平8-199237号公報

【特許文献3】特開2012-140687号公報

【特許文献4】特開2012-140688号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、韌性に優れたフランジを提供できる板厚5mm以上の韌性に優れたフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板（以下、「熱延鋼板」と略記する場合がある。）、およびその熱延鋼板を効率よく製造できる熱延鋼板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】

【0013】

本発明者らは、上記課題を解決するために、フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の韌性に関して、成分、組織、製造過程における熱間圧延条件に着目して、詳細に研究を行った。

その結果、板厚5mm以上のフェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の韌性を向上させるには、粗熱延工程で得られる粗熱延板における結晶粒径を微細化することが重要であることが分かった。そして、特定の成分とし、粗熱延板における結晶粒径を微細化することで、L断面（圧延方向に平行な断面）が短径の小さい未再結晶展伸粒を主体とする組織であり、5mm以上の板厚で優れた韌性を有する熱延鋼板が得られることを見出した。

本発明は、上記の知見に基づいてなされたものであり、その要旨は以下の通りである。

【0014】

(1) 質量%で、

C: 0.001～0.01%、

Si: 0.01～1.0%、

Mn: 0.01～1.0%、

P: 0.01～0.04%、

S: 0.0002～0.01%、

Cr: 10～20%、

Ni: 0.01～1.0%、

Ti: 0.40%以下、

Nb: 0.60%以下、

$Ti + Nb \geq 8 \times (C + N)$ （式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。）を満足し、

V: 0.01～0.40%、

Al: 0.005～0.3%、

N: 0.001～0.02%含有し、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

板厚が5mm以上10mm以下であり、圧延方向に平行な断面の組織が未再結晶展伸粒を50%以上含み、前記未再結晶展伸粒の短径の最大値が250μm以下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熱延鋼板。

10

20

30

40

50

【0015】

(2) 質量%で、

B : 0.0002 ~ 0.0030 %、

Mo : 0.01 ~ 2.0 %、

Cu : 0.01 ~ 0.3 %、

Mg : 0.0002 ~ 0.0030 %、

Sn : 0.01 ~ 0.1 %、

Sb : 0.01 ~ 0.1 %、

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 (1) 記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板。

10

【0016】

(3) (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熱延鋼板の製造方法であり、

20

熱延加熱温度を 1140 以上 1270 以下、且つ、 $1020 + 11(Cr + 3Mo) \pm 20$ (式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。) とする粗熱延を行い、粗熱延板を 30 以上 80 以下昇温させてから、850 以上の熱延仕上げ温度で仕上げ熱延した後、冷却し、650 以下の巻取温度で巻き取ることとを特徴とするフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の製造方法。

【0017】

(4) 仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を 1.5 秒以上空冷する工程を含むことを特徴とする (3) に記載のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の製造方法。

【0018】

(5) シャルピー衝撃試験におけるエネルギー遷移温度が 50 以下であり、自動車フランジ部品に用いられ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熱延鋼板。

30

【発明の効果】

【0019】

本発明によれば、韌性に優れた板厚 5 mm 以上のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板を提供できる。本発明のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板は、優れた韌性を有し、フランジを製造する際の打ち抜きやプレス成型時の割れ感受性を低減でき、自動車フランジ部品の素材として好適である。

本発明のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の製造方法によれば、本発明のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板を効率よく製造できる。

40

【図面の簡単な説明】

【0020】

【図1】フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の L 断面組織の顕微鏡写真である。図 1 (a) は本発明の熱延鋼板であり、図 1 (b) は従来の熱延鋼板である。

【図2】熱延鋼板の L 断面組織における未再結晶展伸粒の短径の最大値と、エネルギー遷移温度 T_{rE} との関係を示したグラフである。

【図3】粗熱延工程後、仕上げ熱延前の鋼板を昇温させた温度と、熱延鋼板の L 断面組織における未再結晶展伸粒の短径の最大値との関係を示したグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0021】

50

以下、本発明のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板およびその製造方法について詳細に説明する。

フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の靱性を向上させるためには、巻取温度を低温にして、脆化相の析出を抑制する必要がある。フェライト系ステンレス鋼の脆化としては、例えば、475 脆化や 相の析出による脆化が良く知られている。Fe₂Nb、Fe₂Mo等のLaves相も、フェライト系ステンレス鋼の脆化要因となる。フェライト系ステンレス鋼がNbを含む場合には、靱性を向上させるために、M₆C (Fe₃Nb₃C) (式中のMは、Feおよび/またはNbの原子数を表す。)の析出も抑制すべきである。また、フェライト系ステンレス鋼に含まれる大型の介在物(酸化物、窒化物)も、脆性破壊の起点になると考えられている。

10

【0022】

また、フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の靱性を向上させるためには、結晶粒径を微細化することが有効である。しかし、高純度フェライト系ステンレス鋼は、相変態が無いため、結晶粒径の微細化が困難である。

また、フランジ用の素材として好適である板厚5mm以上の鋼板は、例えば、板厚3mmの厚みの薄い鋼板に比べて、延性-脆性遷移温度が数十度高くなる。このため、板厚5mm以上のフェライト系ステンレス鋼熱延鋼板では、フランジ用の素材として十分な靱性を確保することは困難であった。

【0023】

本発明者は、熱延鋼板を製造する際の粗熱延工程で得られる粗熱延板の結晶粒径に着目し、フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板における結晶粒径と、熱延鋼板の靱性との関係を詳細に調査した。その結果、粗熱延板の結晶粒径を微細化することで、熱延鋼板のL断面(圧延方向に平行な断面)が短径の小さい未再結晶展伸粒を主体とする組織となり、熱延鋼板の靱性が向上することを見出した。

20

【0024】

粗熱延工程で得られる粗熱延板の結晶粒径を測定することは困難である。しかし、本実施形態における粗熱延板の結晶粒径は、仕上げ熱延後の仕上げ熱延板における組織の形態から推定できる。具体的には、粗熱延板の組織は、仕上げ熱延板におけるL断面組織の形態で判定できる。これは、仕上げ熱延板におけるL断面組織が、粗熱延板の組織が仕上げ熱延で再結晶せずに展ばされて得られる未再結晶展伸粒を主体とするためである。

30

【0025】

本発明者は、靱性に優れたフェライト系ステンレス鋼熱延鋼板とするには、仕上げ熱延で展ばされた未再結晶展伸粒の短径の最大値を250μm以下とする必要があることを見出した。

本実施形態において、熱延鋼板のL断面における未再結晶展伸粒の短径の最大値とは、以下に示す方法により求めた値である。

すなわち、熱延鋼板の圧延方向に平行な断面全厚みの組織を、任意の位置で5視野観察し、5視野中の全ての展伸粒について、厚み方向に最も長い径(短径)を測定する。そして、全ての展伸粒の短径うち、最も長い短径を熱延鋼板のL断面における未再結晶展伸粒の短径の最大値とする。

40

【0026】

図1は、フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板のL断面組織の顕微鏡写真である。図1(a)は本発明の熱延鋼板であり、図1(b)は従来の熱延鋼板である。図1(a)および図1(b)の熱延鋼板は、後述する表1に示す鋼No. A5 (Type 439鋼)の成分を有する板厚5mmのものである。

図1(a)に示す本発明の熱延鋼板は、仕上げ熱延で展ばされた未再結晶展伸粒を50%以上含み、未再結晶展伸粒の短径の最大値が109μmであり、250μm以下であった。この熱延鋼板を用いてシャルピー衝撃試験片を作成し、シャルピー衝撃試験を行ってエネルギー遷移温度TrEを求めた。その結果、エネルギー遷移温度TrEは0であり、優れた靱性を有していた。

50

【0027】

これに対し、図1(b)に示す従来の熱延鋼板は、仕上げ熱延で展ばされた未再結晶展伸粒を50%以上含むものであった。しかし、未再結晶展伸粒の短径の最大値が844 μ mであり、250 μ mを超えてあった。この熱延鋼板を用いてシャルピー衝撃試験片を作成し、シャルピー衝撃試験を行ってエネルギー遷移温度 T_{rE} を求めた。その結果、エネルギー遷移温度 T_{rE} は80 であり、靱性が不足していた。

【0028】

また、本発明者は、以下に示すように、エネルギー遷移温度に及ぼす熱延鋼板の組織の影響を調べた。

実験室でC:0.0050%、Si:0.10%、Mn:0.10%、P:0.027%、S:0.001%、Cr:17.2%、Ni:0.02%、Ti:0.15%、Nb:0.001%、V:0.05%、Al:0.01%、N:0.0082%からなる成分の鋼を、200mm厚に鋳造し、1100~1250 に加熱し、粗熱延で板厚20~40mmに熱延し、複数の粗熱延板(粗バー)を得た。得られた各粗バーを、ヒーターを用いて異なる昇温温度で昇温し、続けて仕上げ熱延を行い、板厚8.0mmの熱延鋼板とした。

得られた熱延鋼板のL断面における未再結晶展伸粒の短径の最大値を上記の方法により求め、上記の短径の最大値が異なる熱延鋼板を選び、シャルピー衝撃試験を行って、エネルギー遷移温度 T_{rE} を求めた。その結果を図2に示す。

【0029】

図2は、エネルギー遷移温度に及ぼす熱延鋼板の組織の影響を示す図である。

図2に示すように、未再結晶展伸粒の短径の最大値が小さい程、エネルギー遷移温度 T_{rE} が小さくなっている。また、図2により、未再結晶展伸粒の短径の最大値が250 μ m以下であると、エネルギー遷移温度 T_{rE} が50 以下となり、優れた靱性が得られることが分かった。

【0030】

また、本発明者が検討した結果、フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の靱性を向上させるには、粗熱延後、仕上げ熱延の開始までに、粗熱延板の再結晶を完了させることが重要であることが分かった。仕上げ熱延開始段階の粗熱延板に未再結晶組織が残存していると、仕上げ熱延後に粗大な未再結晶展伸粒となり、熱延鋼板の靱性が不足する場合がある。また、仕上げ熱延の開始までに粗熱延板の再結晶が完了していても、粗熱延板の結晶粒径が粗大であると、仕上げ熱延後に粗大な未再結晶展伸粒が生成し、熱延鋼板の靱性が不足する。

【0031】

粗熱延後、仕上げ熱延の開始までの間に、粗熱延板の再結晶を促進するには、粗熱延終了温度を高くすることが重要である。しかし、粗熱延終了温度を高くするために熱延加熱温度を高くしすぎると、加熱炉内でスラブがクリープ変形して撓み、熱延疵が発生しやすくなる。このため、本実施形態では、熱延加熱温度をスラブの高温強度から許容される温度範囲とした。また、最適な熱延加熱温度は、鋼種(CrとMoの含有量)によって異なる。このため、本実施形態では、熱延加熱温度を鋼種(CrとMoの含有量)に適した温度範囲とした。

【0032】

さらに、本発明者は、粗熱延後、仕上げ圧延を開始するまでの間に、粗熱延板の再結晶を促進するとともに粗熱延板の結晶粒径を微細化するためには、粗熱延工程で得られた粗熱延板を、仕上げ圧延を開始する前に、誘導加熱装置などを用いて30 以上80 以下の範囲で昇温させればよいことを見出した。

【0033】

また、本発明者は、図2に示す結果の得られた実験の際に製造した熱延鋼板において、粗熱延後、仕上げ熱延を開始するまでの間に昇温させた、粗熱延板(粗バー)の昇温温度と、熱延鋼板のL断面における未再結晶展伸粒の短径の最大値との関係を調べた。その結

10

20

30

40

50

果を図3に示す。

図3に示すように、粗熱延工程後、仕上げ熱延前の粗熱延板を昇温させた温度が30～80である場合、熱延鋼板のL断面組織における未再結晶展伸粒の短径の最大値を小さくする効果が十分に得られることが分かった。

【0034】

更に、本発明者が検討した結果、フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の靱性をさらに向上させるには、仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を所定時間以上空冷する（水冷を開始せずに停止しておく）ことが効果的であると分かった。仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を空冷すると、仕上げ熱延板が僅かに再結晶し、一部が再結晶組織である熱延鋼板が得られる。空冷による仕上げ熱延板の再結晶を促進するには、仕上げ熱延温度を高くすることが好ましい。

10

【0035】

本実施形態の熱延鋼板において、L断面組織における展伸されている結晶（伸展粒）は、仕上げ熱延によって歪が蓄積された未再結晶であり、仕上げ熱延段階で再結晶しなかったために形成される。また、展伸粒でない結晶（等軸粒）は、主に、仕上げ熱延後に空冷することにより、一定時間高温で保持されて再結晶した（原子の再配列が進み、仕上げ熱延による歪が開放して等軸粒になった）ために形成される。

【0036】

次に、熱延鋼板の成分範囲について説明する。以下の説明において、各元素の含有量の「%」は「質量%」を意味する。

20

(C: 0.001～0.01%)

Cは、固溶Cによる硬質化ならびに炭化物析出により靱性を劣化させるため、その含有量は少ないほど良い。また、C含有量が0.01%超であると、炭化物生成に起因して靱性の低下が生じる。このため、C含有量の上限を0.01%とした。但し、C含有量の過度の低減は精錬コストの増加に繋がる。このため、C含有量の下限を0.001%とした。更に、製造コスト、耐食性および熱延鋼板の靱性を考慮すると、C含有量は0.002～0.008%が望ましい。

【0037】

(Si: 0.01～1.0%)

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。しかし、Siは、固溶強化元素であるため、靱性の観点からは少ないほど良い。特に、Si含有量が1.0%超であると、靱性の低下が顕著に生じる。このため、Si含有量の上限を1.0%とした。一方、耐酸化性確保のため、Si含有量の下限を0.01%とした。但し、Si含有量の過度の低減は、精錬コストの増加に繋がる。このため、Si含有量は、材質や耐初期錆び性を考慮して0.05～0.9%が望ましい。

30

【0038】

(Mn: 0.01～1.0%)

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。特に、Mn含有量が1.0%超であると、熱間圧延時に相の析出による再結晶の遅延が生じて靱性が低下することがある。このため、Mn含有量の上限を1.0%とした。一方、Mn含有量の過度の低減は、精錬コストの増加に繋がる。また、微量のMn添加はスケール剥離性を向上させる。このため、Mn含有量の下限は0.01%とした。更に、Mn含有量は、材質や製造コストを考慮すると0.1～0.5%が望ましい。

40

【0039】

(P: 0.010～0.04%)

Pは、フェロクロムなどの原料から不可避的不純物として混入する元素である。Pは、MnやSi以上に固溶強化能が強い。Pは、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、P含有量が0.04%超であると、リンの粒界偏析に起因した脆化が生じる。このため、P含有量の上限を0.04%とした。但し、P含有量の過度の低減は、原料コストの増加に繋がる。このため、P含有量の下限を0.01%と

50

した。更に、P含有量は、製造コストと耐食性を考慮すると0.015～0.03%が望ましい。

【0040】

(S:0.0002～0.01%)

Sは、原料から不可避的不純物として混入する元素である。Sは、耐食性を劣化させるため、その含有量は少ないほど良い。S含有量が0.01%超であると、MnS、Ti₄C₂S₂等の析出物生成に起因して粗熱延における再結晶が遅延する傾向が見られる。このため、S含有量の上限を0.01%とした。一方、Sは、Mnおよび/またはTiと結合して、フランジ成形の際における打ち抜き性を向上させる効果がある。この効果を発現するS含有量は、0.0002%以上であるので、S含有量の下限を0.0002%とした。更に、S含有量は、精錬コストや燃料部品とした際の際間腐食抑制を考慮すると、0.0010～0.0060%が望ましい。

10

【0041】

(Cr:10～20%)

Crは、耐食性や耐酸化性を向上させる元素である。フランジに要求される塩害性を考慮すると、Cr含有量を10%以上とする必要があり、10.5%以上であることが好ましい。一方、Crを過度に添加すると、硬質となり、成形性や靱性を劣化させる。また、Crを過度に含有すると、固溶Crによって粗熱延時の再結晶が遅延する傾向がある。Cr含有量が20%超であると、仕上げ熱延開始段階の粗熱延板に未再結晶組織が残存し、フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の靱性を低下させる。このため、Cr含有量の上限を20%とした。尚、Cr含有量は、製造コストや靱性劣化による熱延鋼板の製造時および熱延鋼板を用いたフランジの製造時における板破断を考慮すると、18%以下が望ましい。

20

【0042】

(Ni:0.01～1.0%)

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。このため、Niを0.01%以上含有させる。但し、Niを過度に含有すると、硬質化し成形性を劣化させる。また、熱間圧延時にオーステナイト相の析出を促進し、粗熱延時の再結晶を遅延させる。さらに、応力腐食割れが生じ易くなる。このため、Ni含有量の上限を1.0%とした。尚、Ni含有量は、原料コストを考慮すると、0.05～0.5%が望ましい。

30

【0043】

(Ti:0.40%以下、Nb:0.60%以下、 $Ti + Nb \geq 8 \times (C + N)$ (式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。))

Tiおよび/またはNbは、C、N、S、P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添加する。特に、C、Nの固定が十分でないと、鋭敏化によりCr欠乏層を生じて耐食性の顕著な低下を生じる。このため、TiとNbの合計の含有量(Ti+Nb)の下限値を、CとNの合計の含有量(C+N)の8倍とする。溶接部も含めて耐食性を十分に確保するためには、TiとNbの合計の含有量を、CとNの合計の含有量の10倍以上とすることが望ましい。

40

【0044】

一方、Tiを多量に含有すると、製鋼工程において、溶鋼中に粗大なTiNが析出し、熱延鋼板の靱性が低下する。このため、Ti含有量の上限を0.40%とした。更に、製造コストなどを考慮すると、Ti含有量は0.10～0.25%が望ましい。

Nbを過度に含有すると、硬質化し、成形性が劣化する。また、Nbを過度に含有すると、粗大なNb(C、N)が析出し、熱履歴によっては(Fe, Nb)₆CやFe₂Nbが析出して、靱性が著しく劣化する。また、Nbを過度に含有すると、粗熱延時の再結晶を遅延させる。このため、Nb含有量の上限を0.60%とした。尚、原料コストや隙間腐食性を考慮すると、Nb含有量は0.30～0.45%が望ましい。

【0045】

50

(V : 0 . 0 1 ~ 0 . 4 0 %)

Vは、隙間腐食を抑制させる他、微量添加によって韌性向上に寄与する。このため、Vを0.01%以上含有させる。但し、Vを過度に含有すると、硬質化し、成形性を劣化させる他、粗大なV(C, N)が析出して韌性劣化が生じる。このため、V含有量の上限を0.40%とした。尚、V含有量は、原料コストや初期錆び性を考慮すると、0.04~0.20%が望ましい。

【 0 0 4 6 】

(A l : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 %)

Alは、脱酸元素として添加される元素であり、鋼中の酸化物を低減して熱延鋼板の韌性を向上させる。その効果は、Al含有量0.005%以上で発現する。このため、Al含有量の下限を0.005%とした。また、Al含有量が0.3%超であると、韌性の低下や、溶接性および表面品質の劣化をもたらす他、粗熱延時の再結晶を遅延させる。このため、Al含有量の上限を0.3%とした。更に、Al含有量は、精錬コストを考慮すると0.01~0.1%が望ましい。

10

【 0 0 4 7 】

(N : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 %)

Nは、Cと同様に韌性と耐食性を劣化させる。このため、N含有量は少ないほど良い。また、N含有量が0.02%超であると、凝固時の粗大窒化物生成に起因して韌性の低下が生じ、結晶粒径の微細化だけでは韌性の改善が図れなくなる。このため、N含有量の上限を0.02%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、N含有量の下限を0.001%とした。更に、N含有量は、製造コストと加工性及び初期錆び性を考慮すると0.005~0.01%が望ましい。

20

【 0 0 4 8 】

フェライト系ステンレス鋼の韌性向上の観点からは低減することが望ましいが、耐食性や耐酸化性、プレス成形性、熱延疵の低減などの観点から、更に、B、Mo、Cu、Mg、Sn、Sb、Zr、Ta、Hf、W、Co、Ca、REM、Gaの1種または2種以上含有してもよい。

【 0 0 4 9 】

(B : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 0 3 0 %)

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る。Bは、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。この効果は、B含有量0.0002%以上で発現する。このことから、B含有量の下限を0.0002%とした。但し、Bを過度に含有すると、ほう化物が析出して韌性を劣化させる他、粗熱延時の再結晶を遅延させる。このため、B含有量の上限を0.0030%とした。更に、B含有量は、コストや延性低下を考慮すると、0.0003~0.0010%が望ましい。

30

【 0 0 5 0 】

(M o : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 %)

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。この効果は、Mo含有量0.01%以上で発現する。このため、Mo含有量の下限を0.01%とした。また、Mo含有量が2.0%を越えると、著しく耐酸化性が上がり、熱延加熱時に異常酸化による熱延疵を発生させたり、粗熱延時の再結晶を遅延させ、粗熱延組織の粗大化を生じて韌性低下の原因となったりする。このため、Mo含有量の上限を2.0%とした。更に、Mo含有量は、製造コストを考慮すると0.02~1.2%が望ましい。

40

【 0 0 5 1 】

(C u : 0 . 0 1 ~ 0 . 3 %)

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。このため、Cuは、必要に応じて添加される。この効果は、Cu含有量0.01%以上で発現する。このため、Cu含有量の下限を0.01%とした。但し、Cuを過度に含有させると、CuやCu-richクラスタの析出によって硬質化し、成形性と韌性を劣化させる。

50

このため、Cu含有量の上限を0.3%とした。尚、Cu含有量は、製造時の酸洗性等を考慮すると、0.03~0.12%が望ましい。

【0052】

(Mg:0.0002~0.0030%)

Mgは、脱酸素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て、靱性向上に寄与する効果がある。この効果は、Mg含有量0.0002%以上で発現する。このため、Mg含有量の下限を0.0002%とした。但し、Mgを過度に含有すると、溶接性や耐食性、靱性の低下に繋がる。このため、Mg含有量の上限を0.0030%とした。Mg含有量は、精錬コストを考慮すると、0.0003~0.0010%が望ましい。

10

【0053】

(Sn:0.01~0.1%、Sb:0.01~0.1%)

SnおよびSbは、耐食性と高温強度の向上に寄与する。このため、必要に応じて、Snを0.01%以上および/またはSbを0.01%以上含有する。SnおよびSbを過度に含有すると、熱延鋼板製造時のスラブ割れが生じる場合がある他、熱延鋼板の靱性においても低下要因となる。このため、Sn含有量の上限およびSb含有量の上限を0.1%とする。更に、Sn含有量は、精錬コストや製造性を考慮すると、0.02~0.05%が望ましい。また、Sb含有量も、精錬コストや製造性を考慮すると、0.02~0.05%が望ましい。

20

【0054】

(Zr:0.01~0.1%、Ta:0.01~0.1%、Hf:0.01~0.1%)

Zr、TaおよびHfは、Cおよび/またはNと結合して靱性の向上に寄与する。このため、必要に応じて、Zr0.01%以上、Ta0.01%以上、Hf0.01%以上の1種または2種以上を含有する。但し、Zr、TaおよびHfのいずれかを0.1%超含有すると、コスト増になる他、大型の炭窒化物析出により熱延鋼板の靱性を著しく劣化させる。このため、Zr含有量の上限、Ta含有量の上限およびHf含有量の上限を、それぞれ0.1%とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、Zr、TaおよびHfそれぞれの含有量は、0.05~0.08%が望ましい。

【0055】

(W:0.01~2.0%)

Wは、Moと同様に、耐食性と高温強度の向上に寄与する。このため、必要に応じてWを0.01%以上含有する。Wを2.0%超含有させると、熱延鋼板製造時の靱性劣化ならびにコスト増につながる。このため、W含有量の上限を2.0%とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、W含有量は、0.05~1.0%が望ましい。

30

【0056】

(Co:0.01~0.2%)

Coは、高温強度の向上に寄与する。このため、必要に応じてCoを0.01%以上含有する。Coを0.2%超含有させると、固溶強化や粗熱延時の再結晶抑制による靱性低下を生じる。このため、Co含有量の上限を0.2%とする。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、Co含有量は0.02~0.1%が望ましい。

40

【0057】

(Ca:0.0001~0.0030%)

Caは、脱硫のために添加される場合がある。Caによる脱硫効果は、0.0001%以上含有することで発現する。このことから、Ca含有量の下限を0.0001%とした。しかしながら、Caを0.0030%超含有させると、粗大なCaSが生成し、耐食性、靱性を劣化させるため、Ca含有量の上限を0.0030%とした。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、Ca含有量は0.0003~0.0020%が望ましい。

【0058】

(REM:0.001~0.05%)

50

REM (希土類元素)は、種々の析出物の微細化による靱性向上および/または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る。REMによる効果は、0.001%以上含有させることで発現する。このことから、REM含有量の下限を0.001%とした。しかしながら、REMを0.05%超含有させると、鑄造性が著しく悪くなる他、固溶強化や粗熱延時の再結晶抑制により靱性を低下させる。このことからREM含有量の上限を0.05%とした。更に、精錬コストや製造性を考慮すると、REM含有量は0.005~0.01%が望ましい。

REMは、一般的な定義に従い、スカンジウム(Sc)、イットリウム(Y)の2元素と、ランタン(La)からルテチウム(Lu)までの15元素(ランタノイド)の総称を指す。これらの元素は、単独で添加してもよいし、混合物であってもよい。

10

【0059】

(Ga:0.0002~0.1%)

Gaは、耐食性向上や水素脆化抑制のため添加してもよい。硫化物や水素化物形成による靱性への悪影響から、Ga含有量の下限は0.0002%、上限は0.1%とする。さらに、製造性やコストの観点ならびに、粗熱延再結晶促進の観点から、Ga含有量は0.0005~0.05%が好ましい。

【0060】

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、Bi等を必要に応じて、0.001~0.1%添加してもよい。なお、As、Pb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。

20

【0061】

本実施形態のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板の板厚は5.0mm以上10.0mm以下である。板厚が5.0mm以上10.0mm以下、好ましくは7.0mm以上9.0mm以下であると、自動車フランジ部品の素材として好適である。板厚が厚い程、靱性が低下するため、板厚は8.0mm以下であることが、より好ましい。板厚は、フランジの用途に応じて、5.0mm以上10.0mm以下の範囲内で適宜選択できる。

【0062】

本実施形態のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板は、圧延方向に平行な断面(L断面)の組織が未再結晶展伸粒を50%以上含む。このような熱延鋼板は、多くの変形帯を内包しており、変形帯が衝撃破壊に際しての亀裂の伝播抵抗となるため、優れた靱性が得られる。L断面の組織は、C断面の組織に比べて圧延方向に展伸した結晶粒の観察に適している。板厚が8mm以上の熱延鋼板において高い靱性を得るためには、L断面の組織が未再結晶展伸粒を70%以上含むことが好ましく、100%であってもよい。

30

【0063】

本実施形態のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板は、L断面組織における未再結晶展伸粒の短径の最大値が250μm以下である。未再結晶展伸粒の短径の最大値が250μmを超えると、熱延鋼板の靱性が不足する。未再結晶展伸粒の短径の最大値は、熱延鋼板の靱性を向上させるために、150μm以下であることが好ましい。

【0064】

本実施形態のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板は、シャルピー衝撃試験におけるエネルギー遷移温度TrEが50以下であることが好ましい。TrEが50以下であると、熱延鋼板を巻き取った熱延コイルの展開および通板時、フランジを製造する際の打ち抜きやプレス成型時における割れ感受性を十分に低減でき、自動車フランジ部品の素材として特に好適である。

40

【0065】

次に、熱延鋼板の製造方法について説明する。

本実施形態のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板は、製鋼後、熱間圧延を行うことによって製造する。

「製鋼」

製鋼としては、上述した必須成分および必要に応じて含有される成分を含有する鋼を、

50

転炉溶製し、続いて2次精錬を行うことにより溶鋼とする方法を用いることが好ましい。溶製した溶鋼は、公知の鑄造方法（例えば、連続鑄造法）に従ってスラブとする。

【0066】

「熱間圧延」

次に、スラブを所定のスラブ加熱温度に加熱し、例えば、連続圧延法で所定の板厚に熱間圧延する。

本実施形態の製造方法では、熱間圧延において、粗熱延工程と、仕上げ熱延工程と、水冷工程と、巻取工程とをこの順に行う。

【0067】

粗熱延工程では、熱延加熱温度（スラブ加熱温度）を1140 以上1270 以下、
且つ、 $1020 + 11(Cr + 3Mo) \pm 20$ （式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。）とする粗熱延を行う。熱延加熱炉内におけるスラブの温度は、数十度の変動幅が存在する場合がある。このため、本実施形態では、熱延加熱温度をスラブ表面の平均温度で管理する。

10

【0068】

本実施形態では、熱延加熱温度が上記範囲内であるため、再結晶が促進される。なお、熱延加熱温度が上記範囲内であれば、熱延加熱温度をスラブの高温強度から許容されるぎりぎりの高温とすることが可能である。しかし、熱延加熱温度が上記範囲を超えると、加熱時に異常酸化が生じたり、スラブが垂れること等による熱延疵が発生したりする恐れがある。また、熱延加熱温度が上記範囲未満であると、仕上げ熱延開始段階の粗熱延板に未再結晶組織が残存するため、仕上げ熱延後の仕上げ熱延板の未再結晶展伸粒が粗大となる。その結果、板厚が5mm以上の熱延鋼板において、十分な靱性が得られない。

20

【0069】

熱延加熱温度が高温である程、粗熱延時の再結晶による結晶粒の微細化が促進される。しかし、熱延加熱温度が高すぎると、熱延加熱炉内のスラブが自重により垂れて変形（クリープ変形）して撓み、熱延疵が発生しやすくなる。また、熱延加熱温度が1270 を超えると、熱延パス間の粒成長が極端に進む。このため、熱延加熱温度は1270 以下とする。熱延加熱温度は、1250 以下であることが望ましい。また、熱延加熱温度が1140 未満では、再結晶が極端に遅延する。このため、熱延加熱温度は1140 以上とする。熱延加熱温度は、1150 以上であることが望ましい。

30

【0070】

また、粗熱延は主にリバース圧延である。このため、スラブの組成によっては、パス間で回復が生じ、再結晶による結晶粒の微細化が起こりにくくなる。したがって、全ての鋼種（成分）について無闇に高温加熱を適用すべきではない。

本実施形態では、熱延加熱温度が、スラブの成分から計算される $1020 + 11(Cr + 3Mo) \pm 20$ （式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。）を満たす。このため、鋼種（CrとMoの含有量）に適した熱延加熱温度となり、再結晶による結晶粒の微細化が十分に促進される。

【0071】

本実施形態では、粗熱延工程で得られた粗熱延板（粗バー）を30 以上80 以下昇温させてから仕上げ熱延を行う。このことにより、再結晶による結晶粒の微細化が十分に促進され、仕上げ熱延開始段階の粗熱延板の組織が十分に微細化される。その結果、熱延鋼板のL断面組織における未再結晶展伸粒の短径の最大値が小さくなる。上記の昇温する温度が30 未満であると、粗熱延板を昇温させることによる再結晶が十分に促進されない。このため、粗熱延板を30 以上昇温する必要があるが、40 以上昇温することが好ましい。一方、上記の昇温する温度が80 を超えると、粗熱延板の再結晶粒の成長が極度に進み、仕上げ熱延開始段階の粗熱延板の組織が粗大となる。このため、粗熱延板を昇温する温度を80 以下とし、70 以下とすることが好ましい。

40

【0072】

粗熱延工程後、仕上げ熱延開始前の粗熱延板を昇温させる方法としては、特に限定され

50

るものではなく、例えば、誘導加熱装置などを用いることができる。

【0073】

仕上げ熱延工程は、粗熱延工程で得られた粗熱延板を30以上80以下昇温させてから、850以上の熱延仕上げ温度で仕上げ熱延する。熱延仕上げ温度を850以上、好ましくは880以上とすることで、仕上げ熱延後の熱延板の表層部に微細な再結晶組織を造る事ができるとともに、韌性のバラツキが軽減された熱延鋼板が得られる。

【0074】

仕上げ熱延工程では、粗熱延工程で得られた粗熱延板の再結晶粒が圧延されて展ばされる。仕上げ熱延工程は、再結晶を促進するには温度が低く、短時間であるため、ほとんど再結晶しない。したがって、仕上げ熱延板の組織は未再結晶展伸粒が主体となる。

10

【0075】

本実施形態の冷却工程における冷却方法は、水冷であってもよいし、空冷であってもよく、水冷と空冷の両方を用いてもよい。

冷却工程において、水冷と空冷の両方を行う場合、例えば、仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を一定時間空冷した後、巻取温度まで水冷する方法が挙げられる。

【0076】

冷却工程が空冷する工程を含む場合、仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を1.5秒以上空冷することが好ましい。仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を空冷する時間は、2.0秒以上であることがより好ましい。仕上げ熱延工程では、粗熱延板の表層部に大きな歪が加えられる。このため、仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板の表層近傍では、部分的に再結晶が起こる。仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を1.5秒以上空冷することで、仕上げ熱延板組織の再結晶が促進される。このため、L断面組織の一部が再結晶組織である熱延鋼板が得られやすくなり、熱延鋼板の韌性が更に向上する。仕上げ熱延板組織の再結晶は、熱延仕上げ温度を高くすることにより促進できる。

20

【0077】

空冷する時間が1.5秒未満であると、仕上げ熱延後の仕上げ熱延板の組織の再結晶を促進する効果が十分に得られない。空冷する時間が長い程、仕上げ熱延板の組織における再結晶が促進される。なお、冷却工程が、空冷のみである場合でも、仕上げ熱延板の組織の再結晶率が30%を超えることはなく、熱延鋼板のL断面組織は未再結晶展伸粒を50%以上含むものとなる。

30

【0078】

本実施形態の巻取工程では、冷却工程後の仕上げ熱延板を、650以下の巻取温度で巻き取る。巻取温度が650超であると、韌性低下をもたらす析出物の生成および/または475脆性によって低靱化する。また、巻取温度が650以下であると、粗熱延板の微細な再結晶組織を、仕上げ圧延で展伸して歪を蓄積させて得た仕上げ熱延板の組織が、粗大な再結晶組織となることを抑制できる。このため、巻取温度の上限を650とする。しかしながら、巻取温度が過度に低いと、コイル形状が不良になる。このため、巻取温度の下限を200とすることが好ましい。更に、形状安定性、酸洗性を考慮すると、巻取温度は、400~550が望ましい。

以上の熱間圧延を行うことにより、熱延鋼板(熱間圧延コイル)が得られる。

40

【0079】

本実施形態では、熱間圧延後に得られた熱延鋼板に対して、酸洗、焼鈍、調質圧延、表面研削のうちいずれか1以上の工程を行っても構わない。酸洗、焼鈍、調質圧延、表面研削の方法としては、従来公知の方法を用いることができる。

例えば、熱延鋼板を焼鈍する場合、連続焼鈍設備を用いて通常行われる800~1000の範囲で行うことが好ましい。焼鈍炉の設定温度や通板速度は、板厚等に応じて適宜変更できる。熱延鋼板を焼鈍する場合、焼鈍後に得られる熱延焼鈍板の平均結晶粒径が60μm以下になるように焼鈍条件を調整することが好ましい。これにより、熱延鋼板と同等の韌性を有する熱延焼鈍板となる。

例えば、熱延鋼板または熱延焼鈍後を酸洗する場合、硫酸、硝酸等の公知の酸液を用

50

いることができる。また、ショットブラスト、ベンディング、ブラシ等のメカニカルデスクール方法を用いてもよい。

【0080】

本発明のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板およびその製造方法は、上述した実施形態に限定されない。

例えば、スラブ厚さなどを適宜設計できる。また、巻き取り後の熱延鋼板（熱間圧延コイル）を水冷プールに浸漬しても構わない。

【実施例】

【0081】

「実験例1」

表1または表2に示す成分の鋼を溶製し、スラブに鑄造し、スラブとした。表1または表2の「その他の元素」の欄において、元素記号の前の数値は、その元素の質量%での含有量を表す。

次に、熱延加熱温度を $1140 \sim 1250$ 、且つ、 $1020 + 11(Cr + 3Mo) \pm 20$ （式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を表す。）とする粗熱延工程を行った。次いで、粗熱延工程で得られた粗熱延板（粗バー）を、誘導加熱装置を用いて 50 昇温してから仕上げ熱延工程を行った。仕上げ熱延工程は、 860 の熱延仕上げ温度で行った。そして、仕上げ熱延直後から仕上げ熱延板の水冷を開始し、 630 の巻取温度で巻き取り、表3または表4に示す板厚の実施例1～20、比較例1～26の熱延鋼板（熱間圧延コイル）を得た。

【0082】

10

20

【表 1】

実施例 鋼NO.	(質量%)															その他元素
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Nb	V	Al	N	8(C+N)	(Ti+Nb)- 8(C+N)		
1	A1	0.004	0.45	0.35	0.027	0.0010	11.1	0.02	0.20	0.00	0.05	0.030	0.008	0.096	0.10	
2	A2	0.005	0.10	0.10	0.025	0.0010	17.2	0.02	0.18	0.00	0.04	0.010	0.007	0.096	0.08	
3	A3	0.004	0.10	0.10	0.027	0.0010	17.3	0.02	0.21	0.00	0.02	0.020	0.008	0.096	0.11	
4	A4	0.001	0.01	0.35	0.027	0.0010	17.3	0.02	0.20	0.00	0.02	0.050	0.007	0.064	0.14	
5	A5	0.004	1.00	0.35	0.026	0.0010	17.3	0.02	0.21	0.00	0.01	0.050	0.008	0.096	0.11	
6	A6	0.003	0.45	0.01	0.027	0.0010	17.3	0.02	0.18	0.00	0.05	0.030	0.012	0.120	0.06	0.01%Cu, 0.10%Sb
7	A7	0.004	0.45	1.00	0.027	0.0010	17.3	0.30	0.21	0.00	0.05	0.050	0.006	0.080	0.13	0.10%Sn, 0.01%Co
8	A8	0.004	0.12	0.12	0.010	0.0010	17.3	0.02	0.22	0.00	0.02	0.030	0.001	0.040	0.18	1.20%Mo
9	A9	0.002	0.11	0.12	0.040	0.0010	17.3	0.02	0.23	0.00	0.05	0.030	0.008	0.080	0.15	0.03%Cu, 0.01%W
10	A10	0.004	0.12	0.12	0.026	0.0002	17.3	0.01	0.20	0.00	0.05	0.050	0.007	0.088	0.11	0.0002%B, 0.50%Mo
11	A11	0.004	0.12	0.11	0.027	0.0100	17.3	0.02	0.20	0.01	0.04	0.030	0.008	0.096	0.11	0.0030%B, 2.00%Mo
12	A12	0.010	0.12	0.12	0.026	0.0010	10.0	0.02	0.24	0.00	0.05	0.040	0.02	0.240	0.00	0.0002%Mg, 0.10%Zr
13	A13	0.006	0.10	0.12	0.027	0.0010	20.0	0.30	0.20	0.00	0.03	0.050	0.008	0.112	0.09	0.0030%Mg, 0.10%Hf, 0.10%W, 0.10%Ta
14	A14	0.004	0.08	0.11	0.025	0.0010	17.3	0.02	0.08	0.00	0.05	0.040	0.006	0.080	0.00	0.01%Sn, 0.01%Sb
15	A15	0.004	0.10	0.10	0.026	0.0010	13.5	0.02	0.30	0.00	0.03	0.030	0.010	0.112	0.19	0.10%Co, 0.0030%Ca, 0.001%REM
16	A16	0.005	0.11	0.10	0.025	0.0010	17.3	0.02	0.20	0.00	0.01	0.040	0.006	0.088	0.11	0.0001%Ca, 0.100%Ga
17	A17	0.004	0.11	0.11	0.025	0.0010	17.2	0.02	0.00	0.60	0.40	0.050	0.007	0.088	0.51	0.01%Zr, 0.01%Ta
18	A18	0.005	0.12	0.12	0.026	0.0010	16.5	0.02	0.20	0.00	0.05	0.005	0.011	0.128	0.07	0.0002%Ga, 2.00%W
19	A19	0.005	0.12	0.12	0.027	0.0010	17.2	0.02	0.40	0.00	0.03	0.300	0.008	0.104	0.30	0.01%Hf
20	A20	0.004	0.20	0.13	0.025	0.0010	17.2	0.02	0.21	0.00	0.05	0.050	0.006	0.080	0.13	0.050%REM

【表 2】

比較例 鋼NO.	(質量%)														その他元素
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Nb	V	Al	N	8(C+N)	(Ti+Nb) -8(C+N)	
1	B1	0.012	0.45	0.20	0.027	0.0030	17.2	0.00	0.20	0.00	0.05	0.040	0.020	0.256	-0.06
2	B2	0.003	1.10	0.35	0.026	0.0010	17.3	0.01	0.22	0.00	0.03	0.030	0.009	0.096	0.12
3	B3	0.004	0.45	1.10	0.027	0.0030	17.5	0.02	0.20	0.00	0.05	0.050	0.008	0.096	0.10
4	B4	0.005	0.12	0.35	0.041	0.0010	17.1	0.01	0.21	0.00	0.03	0.030	0.006	0.088	0.12
5	B5	0.003	0.12	0.12	0.027	0.0110	17.2	0.00	0.20	0.00	0.05	0.040	0.008	0.088	0.11
6	B6	0.002	0.13	0.12	0.024	0.0030	20.2	0.02	0.22	0.00	0.03	0.050	0.009	0.088	0.13
7	B7	0.002	0.10	0.21	0.027	0.0010	12.0	1.10	0.20	0.00	0.05	0.030	0.007	0.072	0.13
8	B8	0.003	0.10	0.35	0.024	0.0010	13.2	0.02	0.21	0.00	0.03	0.040	0.008	0.088	0.12
9	B9	0.002	0.12	0.23	0.024	0.0030	17.5	0.00	0.20	0.00	0.05	0.050	0.006	0.064	0.14
10	B10	0.004	0.12	0.25	0.027	0.0020	17.2	0.02	0.42	0.00	0.03	0.040	0.007	0.088	0.33
11	B11	0.003	0.13	0.28	0.025	0.0010	17.2	0.01	0.20	0.00	0.50	0.030	0.009	0.096	0.10
12	B12	0.002	0.11	0.12	0.024	0.0030	17.3	0.00	0.20	0.00	0.05	0.500	0.006	0.064	0.14
13	B13	0.003	0.12	0.20	0.027	0.0020	13.5	0.02	0.21	0.00	0.03	0.030	0.030	0.264	-0.05
14	B14	0.002	0.12	0.12	0.025	0.0010	15.2	0.01	0.21	0.00	0.05	0.400	0.008	0.080	0.13
15	B15	0.003	0.11	0.10	0.024	0.0030	16.5	0.00	0.20	0.00	0.03	0.040	0.007	0.080	0.12
16	B16	0.004	0.10	0.21	0.025	0.0010	16.5	0.02	0.22	0.00	0.05	0.050	0.008	0.096	0.12
17	B17	0.004	0.11	0.12	0.027	0.0020	17.2	0.01	0.20	0.00	0.03	0.040	0.006	0.080	0.12
18	B18	0.004	0.11	0.35	0.024	0.0030	18.0	0.00	0.23	0.00	0.05	0.030	0.007	0.088	0.14
19	B19	0.004	0.10	0.12	0.025	0.0020	17.2	0.02	0.20	0.00	0.03	0.050	0.008	0.096	0.10
20	B20	0.004	0.10	0.21	0.027	0.0010	17.2	0.01	0.22	0.00	0.05	0.040	0.008	0.096	0.12
21	B21	0.003	0.10	0.13	0.024	0.0020	17.2	0.00	0.21	0.00	0.05	0.030	0.008	0.088	0.12
22	B22	0.005	0.10	0.21	0.027	0.0010	17.1	0.02	0.20	0.00	0.03	0.050	0.007	0.096	0.10
23	B23	0.002	0.10	0.21	0.025	0.0020	17.3	0.00	0.21	0.00	0.05	0.040	0.008	0.080	0.13
24	B24	0.003	0.12	0.13	0.024	0.0010	17.2	0.01	0.20	0.00	0.03	0.030	0.006	0.072	0.13
25	B25	0.005	0.20	0.12	0.025	0.0020	17.5	1.10	0.21	0.00	0.05	0.040	0.008	0.104	0.11
26	B26	0.004	0.20	0.11	0.027	0.0010	17.2	0.02	0.20	0.00	0.03	0.050	0.008	0.096	0.10

【 0 0 8 4 】

10

20

30

40

【表 3】

実施例	板厚 (mm)	再結晶率 (%)	展伸粒の短径の 最大値 (μm)	エネルギー遷移 温度 TrE ($^{\circ}\text{C}$)
1	8.0	0	250	30
2	8.0	0	240	40
3	9.0	0	250	50
4	8.0	0	220	20
5	5.0	0	250	50
6	8.0	0	220	40
7	10.0	20	230	20
8	7.0	30	220	10
9	8.0	0	240	40
10	8.0	0	220	40
11	8.0	0	250	40
12	8.0	0	220	50
13	8.0	0	230	45
14	8.0	0	220	50
15	8.0	0	225	40
16	8.0	0	220	40
17	8.0	0	220	45
18	8.0	0	190	45
19	8.0	0	220	35
20	8.0	10	245	25

10

20

30

【 0 0 8 5 】

【表 4】

比較例	板厚 (mm)	再結晶率 (%)	展伸粒の短径の 最大値 (μm)	エネルギー-遷移 温度 TrE ($^{\circ}\text{C}$)
1	8.0	0	<u>400</u>	<u>60</u>
2	8.0	0	<u>390</u>	<u>80</u>
3	8.0	0	<u>1200</u>	<u>70</u>
4	8.0	0	<u>400</u>	<u>80</u>
5	8.0	0	<u>450</u>	<u>60</u>
6	8.0	0	<u>420</u>	<u>100</u>
7	8.0	0	<u>600</u>	<u>90</u>
8	<u>12.0</u>	0	250	<u>80</u>
9	8.0	0	<u>380</u>	<u>70</u>
10	8.0	0	<u>380</u>	<u>80</u>
11	8.0	0	<u>400</u>	<u>60</u>
12	8.0	0	<u>390</u>	<u>70</u>
13	8.0	0	<u>400</u>	<u>80</u>
14	8.0	0	<u>280</u>	<u>90</u>
15	8.0	0	<u>500</u>	<u>80</u>
16	8.0	0	<u>520</u>	<u>90</u>
17	8.0	0	<u>560</u>	<u>70</u>
18	8.0	0	<u>400</u>	<u>80</u>
19	8.0	0	<u>550</u>	<u>90</u>
20	8.0	0	<u>420</u>	<u>80</u>
21	8.0	0	<u>480</u>	<u>90</u>
22	8.0	0	<u>420</u>	<u>80</u>
23	8.0	0	<u>430</u>	<u>90</u>
24	8.0	0	<u>410</u>	<u>80</u>
25	8.0	0	<u>450</u>	<u>90</u>
26	8.0	0	<u>450</u>	<u>100</u>

【0086】

実施例 1 ~ 20、比較例 1 ~ 26 の各熱延鋼板における圧延方向に平行な断面全厚みの組織を、任意の位置で 5 視野観察し、5 視野中の全ての展伸粒について、厚み方向に最も長い径（短径）を測定した。そして、全ての展伸粒の短径うち、最も長い短径を熱延鋼板の短径の最大値とした。その結果を表 3 または表 4 に示す。

【0087】

10

20

30

40

50

短径の最大値を測定するために観察した各熱延鋼板それぞれの5視野について、それぞれ再結晶粒（等軸粒）の体積分率をポイントカウント法により算出し、その平均値を再結晶率（％）とした。その結果を表3または表4に示す。

【0088】

実施例1～20、比較例1～26の各熱延鋼板を用いて、それぞれシャルピー衝撃試験片を作成し、シャルピー衝撃試験を行ってエネルギー遷移温度 T_{rE} を求めた。その結果を表3または表4に示す。

【0089】

表3に示す実施例1～20の熱延鋼板は、エネルギー遷移温度 T_{rE} が50以下であり、優れた靱性を有していた。

これに対し、表4に示す比較例1～7、9～26の熱延鋼板は、鋼の成分が本発明の範囲外であるため、展伸粒の短径の最大値が本発明の範囲外であった。このため、比較例1～7、9～26の熱延鋼板は、エネルギー遷移温度 T_{rE} が50超となり、靱性が不足していた。

また、比較例8は、板厚が厚いため、エネルギー遷移温度 T_{rE} が50超となり、靱性が不足していた。

【0090】

「実験例2」

表1に示す成分の鋼を溶製し、スラブに鑄造し、スラブとした。次に、熱延加熱温度を表5または表6に示す温度とする粗熱延工程を行った。表5または表6に示す計算温度は、下記式により算出した温度である。

$1020 + 11(Cr + 3Mo) \pm 20$ （式中の元素記号は、その元素の質量％での含有量を表す。）

【0091】

次いで、粗熱延工程で得られた粗熱延板（粗バー）を、誘導加熱装置を用いて昇温させてから仕上げ熱延工程を行った。粗熱延板の昇温温度を表5または表6に示す。仕上げ熱延工程は、800～950の熱延仕上げ温度で行った。実施例21～40においては、850～950の熱延仕上げ温度で行った。そして、仕上げ熱延直後の仕上げ熱延板を、表5または表6に示す再結晶時間空冷してから水冷し、表5または表6に示す巻取温度で巻き取り、表5または表6に示す板厚の実施例21～40、比較例27～36の熱延鋼板（熱間圧延コイル）を得た。

【0092】

10

20

30

【表 5】

実施例	鋼 NO.	熱延条件						特性			
		計算温度 (°C)	熱延加熱 温度 (°C)	昇温 温度 (°C)	板厚 (mm)	再結晶 時間 (秒)	巻取温度 (°C)	展伸粒の 短径の 最大値(μm)	再結晶率 (%)	エネルギー遷移 温度 TrE(°C)	熱延疵の 有無
21	A1	1142	1140	30	8	1.5	500	180	0	20	無
22	A1	1142	1140	50	10	2.0	500	250	0	10	無
23	A1	1142	1140	80	8	2.0	500	130	0	30	無
24	A1	1142	1140	50	8	4.0	500	120	30	0	無
25	A1	1142	1140	50	8	3.0	400	100	10	0	無
26	A1	1142	1140	50	5	2.0	500	120	0	20	無
27	A2	1209	1200	50	8	2.0	500	220	0	40	無
28	A2	1209	1200	50	8	2.0	500	180	0	30	無
29	A2	1209	1200	50	8	2.0	500	220	0	40	無
30	A2	1209	1200	50	8	2.0	500	230	0	20	無
31	A2	1209	1200	50	8	2.0	500	240	0	40	無
32	A10	1227	1240	50	8	2.0	500	250	0	40	無
33	A10	1227	1240	50	8	2.0	500	230	0	40	無
34	A10	1227	1240	50	8	2.0	500	200	0	30	無
35	A10	1227	1240	50	8	2.0	500	240	0	30	無
36	A10	1227	1240	50	8	2.0	500	250	0	50	無
37	A11	1276	1270	50	8	2.0	500	250	0	40	無
38	A5	1210	1190	50	8	2.0	500	250	0	40	無
39	A6	1210	1190	50	8	2.0	500	220	0	40	無
40	A7	1210	1190	50	8	2.0	500	240	0	40	無

【 0 0 9 3 】

10

20

30

40

【表 6】

比較例	鋼 NO.	熱延条件					特性				
		計算温度 (°C)	熱延加熱 温度 (°C)	昇温 温度 (°C)	板厚 (mm)	再結晶 時間 (秒)	巻取温度 (°C)	展伸粒の 短径の 最大値(μm)	再結晶率 (%)	エネルギー遷移 温度TrE (°C)	熱延疵の 有無
27	A1	1142	1140	0	8	1.0	500	450	0	60	無
28	A2	1209	1190	0	8	2.0	500	400	0	80	無
29	A10	1227	1240	0	8	2.0	500	450	0	70	無
30	A1	1142	1250	50	8	2.0	500	300	0	60	熱延疵
31	A2	1209	1140	50	8	2.0	500	800	0	80	熱延疵
32	A2	1209	1210	50	8	2.0	700	300	0	80	無
33	A2	1209	1200	50	12	2.0	500	350	0	70	無
34	A2	1209	1140	50	8	2.0	500	900	0	90	熱延疵
35	A2	1209	1200	100	8	2.0	500	500	0	80	無
36	A10	1227	1210	0	8	2.0	500	600	0	90	無

【0094】

実施例 21 ~ 40、比較例 27 ~ 36 の各熱延鋼板について、「実験例 1」と同様にして、展伸粒の短径の最大値と、再結晶率と、エネルギー遷移温度 TrE とを求めた。その結果を表 5 または表 6 に示す。

また、実施例 21 ~ 40、比較例 27 ~ 36 の各熱延鋼板の表面を目視観察し、熱延疵

10

20

30

40

50

の発生の有無を調べた。その結果を表5または表6に示す。

【0095】

表5に示す実施例21~40の熱延鋼板は、エネルギー遷移温度 TrE が50以下であり、優れた靱性を有していた。また、実施例21~40の熱延鋼板では、熱延疵が発生しなかった。

これに対し、表6に示す比較例27~36の熱延鋼板は、展伸粒の短径の最大値が本発明の範囲外であるため、エネルギー遷移温度 TrE が50超となり、靱性が不足していた。

また、比較例30、31、34は、熱延加熱温度が本発明の範囲外であるため、表面に熱延疵が発生した。

【産業上の利用可能性】

【0096】

以上の説明から明らかな様に、本発明により、靱性に優れた板厚5mm以上のフランジ用フェライト系ステンレス鋼熱延鋼板を提供できる。本発明の熱延鋼板は、優れた靱性を有しているため、熱延鋼板の製造時および熱延鋼板を用いたフランジの製造時における割れを防止できる。本発明の熱延鋼板は、特に、自動車フランジ部品、二輪用フランジ部品などの素材として好適である。本発明の熱延鋼板を用いた自動車フランジ部品および二輪用フランジ部品は、信頼性を確保でき、社会的貢献度を高めることが可能となり、産業上極めて有益である。

【図1】

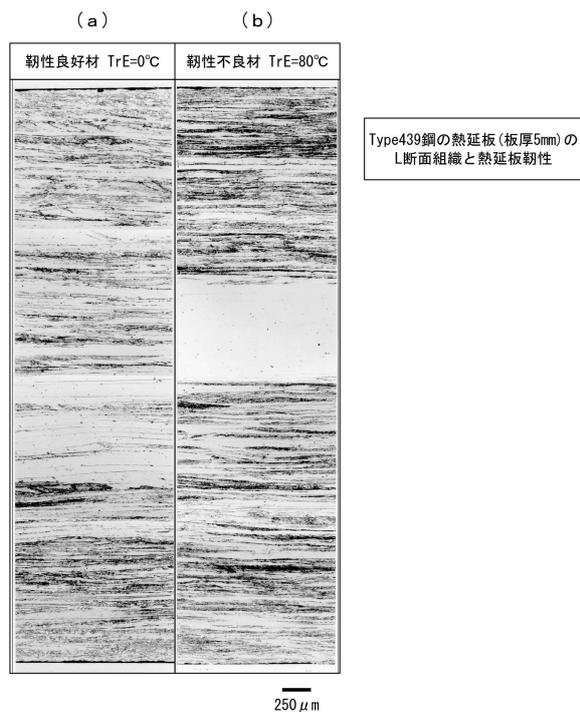


図1

【図2】

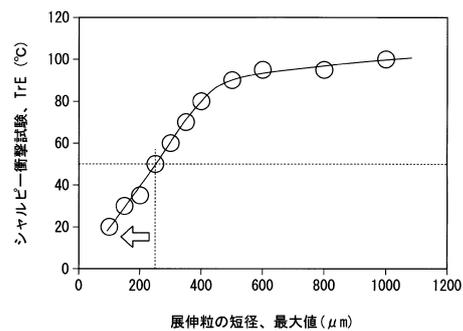


図2

【図3】

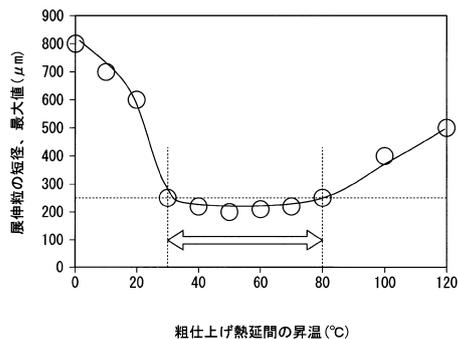


図3

フロントページの続き

- (72)発明者 寺岡 慎一
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (72)発明者 小山 祐司
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
- (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

審査官 守安 太郎

- (56)参考文献 特開2015-187290(JP,A)
国際公開第2014/157576(WO,A1)
特開2015-190025(JP,A)
特開2012-140687(JP,A)
特開2012-140688(JP,A)
特表2010-514928(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60
C21D 8/02
C21D 9/46