

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B1)

(11) 特許番号

特許第5904310号
(P5904310)

(45) 発行日 平成28年4月13日(2016.4.13)

(24) 登録日 平成28年3月25日(2016.3.25)

(51) Int.Cl.		F I	
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 38/54	(2006.01)	C 2 2 C 38/54	
C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	R

請求項の数 4 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2015-533329 (P2015-533329)	(73) 特許権者	000001258
(86) (22) 出願日	平成26年10月2日 (2014.10.2)		J F E スチール株式会社
(86) 国際出願番号	PCT/JP2014/005038		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
審査請求日	平成27年7月17日 (2015.7.17)	(74) 復代理人	100188961
早期審査対象出願			弁理士 小林 陽介
		(74) 代理人	100126701
			弁理士 井上 茂
		(74) 代理人	100130834
			弁理士 森 和弘
		(72) 発明者	吉野 正崇
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
			F E スチール株式会社内
		(72) 発明者	水谷 映斗
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
			F E スチール株式会社内
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 フェライト系ステンレス鋼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:0.005~0.035%、Si:0.25~0.40未満%、Mn: 0.05~0.35%、P: 0.040%以下、S: 0.01%以下、Cr: 15.5~18.0%、Al: 0.001~0.10%、N: 0.01~0.06%を含有し、SiおよびMnが $29.5 \times Si - 50 \times Mn + 60$ (ただし、式中のSi、Mnは含有量(質量%)を示す)を満たし、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、圧延方向と直角方向の破断伸びが28%以上、平均ランクフォード値が0.70以上、リジング高さが2.5 μm以下であることを特徴とするフェライト系ステンレス鋼。

【請求項2】

質量%で、さらに、Cu:0.1~0.5%、Ni: 0.1~0.6%、Mo: 0.1~0.5%、Co: 0.01~0.3%のうちから選ばれる1種または2種以上を含むことを特徴とする請求項1に記載のフェライト系ステンレス鋼。

【請求項3】

質量%で、さらに、V: 0.01~0.10%、Ti: 0.001~0.05%、Nb: 0.001~0.05%、Ca: 0.0002~0.0020%、Mg: 0.0002~0.0050%、B: 0.0002~0.0050%、REM: 0.01~0.10%のうちから選ばれる1種または2種以上を含む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系ステンレス鋼。

【請求項4】

請求項1~3のいずれか一項に記載のフェライト系ステンレス鋼の製造方法であって、鋼スラブに対して、熱間圧延を施した後、900~1050 の温度範囲かつフェライト相とオ

フェライト相の二相域温度で5秒～15分間保持する焼鈍を行い、次いで、冷間圧延を施した後、800～950 の温度範囲で5秒～5分間保持する焼鈍を行うことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、十分な耐食性を有し、成形性および耐リジリング特性に優れたフェライト系ステンレス鋼およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

フェライト系ステンレス鋼は、安価で耐食性に優れているため、建材、輸送機器、家電製品、厨房機器、自動車部品などのさまざまな用途に使用されており、その適用範囲は近年さらに拡大しつつある。これらの用途に適用するためには、耐食性だけでなく、所定の形状に加工できる十分な成形性（伸びおよび平均ランクフォード値（以下、平均 r 値と称することがある）が大きい）が求められる。

【0003】

一方、フェライト系ステンレス鋼では外観が良好であることが求められる用途へ適用される場合が多く、耐リジリング特性に優れることも必要とされる。リジリング(ridging)とは成形加工のひずみに起因して発生する表面凹凸のことである。フェライト系ステンレス鋼では鑄造および/または熱延時に類似した結晶方位を有する結晶粒群（コロニー）が生成する場合があります、コロニーが残存する鋼板では成形加工時にコロニー部とその他の部位で、ひずみ量に大きな差が生じるために成形後に表面凹凸（リジリング）が発生する。成形後に過度のリジリングが発生した場合、表面凹凸を除去するために研磨工程が必要となり成形品の製造コストが上昇するという問題がある。

【0004】

上記に対して、特許文献1では、質量%で、C: 0.02～0.06%、Si: 1.0%以下、Mn: 1.0%以下、P: 0.05%以下、S: 0.01%以下、Al: 0.005%以下、Ti: 0.005%以下、Cr: 11～30%、Ni: 0.7%以下を含み、かつ $0.06 < (C+N) < 0.12$ 、 $1 < N/C < 1.5 \times 10^{-3}$ 、 $1.5 \times 10^{-2} < (C, N, V \text{はそれぞれ各元素の質量\%を表す}) < 1.5 \times 10^{-2}$ を満すことを特徴とする成形性および耐リジリング特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。しかし、特許文献1では熱間圧延後にいわゆる箱焼鈍（例えば、860 で8時間の焼鈍）を行う必要がある。このような箱焼鈍は加熱や冷却の過程を含めると一週間程度掛かり、生産性が低い。

【0005】

一方、特許文献2では、質量%で、C: 0.01～0.10%、Si: 0.05～0.50%、Mn: 0.05～1.00%、Ni: 0.01～0.50%、Cr: 10～20%、Mo: 0.005～0.50%、Cu: 0.01～0.50%、V: 0.001～0.50%、Ti: 0.001～0.50%、Al: 0.01～0.20%、Nb: 0.001～0.50%、N: 0.005～0.050%およびB: 0.00010～0.00500%を含有した鋼を熱間圧延後、箱型炉あるいはAPライン(annealing and pickling line)の連続炉を用いてフェライト単相温度域で熱延板焼鈍を行い、さらに冷間圧延および仕上げ焼鈍を行うことを特徴とした加工性と表面性状に優れたフェライト系ステンレス鋼が開示されている。しかし、箱型炉を用いた場合には上記の特許文献1と同様に生産性が低いという問題がある。また、伸びに関しては一切言及されていないが、熱延板焼鈍を連続焼鈍炉を用いてフェライト単相温度域で行った場合、焼鈍温度が低いために再結晶が不十分となり、フェライト単相温度域で箱焼鈍を行った場合に比べて伸びが低下する。また、一般に特許文献2のようなフェライト系ステンレス鋼は、鑄造および/または熱延時に類似した結晶方位を有する結晶粒群（コロニー）が生成するが、熱延板焼鈍をフェライト単相温度域で行うとフェライト相のコロニーを十分に破壊することができない。そのため、コロニーは熱延板焼鈍後の冷間圧延によって圧延方向に展伸して残存し、成形後にリジリングが生じるという問題がある。

【0006】

以上のように、高い成形性と耐リジリング特性を有するフェライト系ステンレス鋼を、連

10

20

30

40

50

焼鈍炉を用いて高効率で生産する技術は確立されていない。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】特許第3584881号公報（特再公表2000-60134号公報）

【特許文献2】特許第3581801号公報（特開2001-3143号公報）

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明は、かかる課題を解決し、十分な耐食性を有し、成形性および耐リジング特性に優れたフェライト系ステンレス鋼およびその製造方法を提供することを目的とする。

10

【0009】

なお、本発明において、十分な耐食性とは、表面を#600エメリーペーパーにより研磨仕上げた後に端面部をシール(seal)した鋼板にJIS H 8502に規定された塩水噴霧サイクル試験（（塩水噴霧（35、5%NaCl、噴霧2h）乾燥（60、相対湿度40%、4h）湿潤（50、相対湿度95%、2h））を1サイクルとする試験）を8サイクル行った場合の鋼板表面における発錆面積率（＝（発錆面積／鋼板全面積）×100（%））が25%以下であることを意味する。

【0010】

また、優れた成形性とは、JIS Z2241に準拠した引張試験における破断伸び（EI）が圧延方向と直角方向の試験片で28%以上、かつ、JIS Z2241に準拠した引張試験において15%のひずみを付与した際の下記（1）式により算出される平均ランクフォード値（以下、平均r値と称す）が0.70以上であることを意味する。

20

$$\text{平均 } r \text{ 値} = (r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4 \quad (1)$$

ここで、 r_L は圧延方向に平行な方向に引張試験した際のr値、 r_D は圧延方向に対して45°の方向に引張試験した際のr値、 r_C は圧延方向と直角方向に引張試験した際のr値である。

【0011】

さらに、優れた耐リジング特性とは、次に述べる方法で測定したリジング高さが2.5μm以下であることを意味する。リジング高さの測定は、まず、圧延方向に平行にJIS 5号引張試験片を採取する。次いで、採取した試験片の表面を#600のエメリーペーパーを用いて研磨した後、20%の引張ひずみを付与する。次いで、試験片の平行部中央の研磨面で、圧延方向に直角の方向に、表面粗度計でJIS B 0601（2001年）で規定される算術平均うねり（ W_a ）を測定する。測定条件は、測定長16mm、ハイカットフィルター波長0.8mm、ローカットフィルター波長8mmである。この算術平均うねりをリジング高さとする。

30

【課題を解決するための手段】

【0012】

課題を解決するために検討した結果、適切な成分のフェライト系ステンレス鋼に対して熱間圧延後冷間圧延する前に、フェライト相とオーステナイト相の二相となる温度域で熱延板焼鈍を行い、さらに、冷延板焼鈍をフェライト単相の温度域ではあるが従来より高温で行うことにより、十分な耐食性を有し、成形性および耐リジング特性に優れたフェライト系ステンレス鋼が得られることを見出した。

40

【0013】

本発明は以上の知見に基づいてなされたものであり、以下を要旨とするものである。

[1] 質量%で、C:0.005～0.035%、Si:0.25～0.40未満%、Mn:0.05～0.35%、P:0.040%以下、S:0.01%以下、Cr:15.5～18.0%、Al:0.001～0.10%、N:0.01～0.06%を含有し、SiおよびMnが $29.5 \times Si - 50 \times Mn + 60$ （ただし、式中のSi、Mnは含有量（質量%）を示す）を満たし、残部がFeおよ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系ステンレス鋼。

[2] 質量%で、さらに、Cu:0.1～0.5%、Ni:0.1～0.6%、Mo:0.1～0.5%、Co:0.01～0.3

50

%のうちから選ばれる1種または2種以上を含むことを特徴とする上記[1]に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[3]質量%で、さらに、V: 0.01~0.10%、Ti: 0.001~0.05%、Nb: 0.001~0.05%、Ca: 0.0002~0.0020%、Mg: 0.0002~0.0050%、B: 0.0002~0.0050%、REM: 0.01~0.10%のうちから選ばれる1種または2種以上を含むことを特徴とする上記[1]または[2]に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[4]圧延方向と直角方向の破断伸びが28%以上、平均ランクフォード値が0.70以上、リジング高さが2.5 μ m以下であることを特徴とする上記[1]~[3]のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼。

[5]上記[1]から[4]のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼の製造方法であって、鋼スラブに対して、熱間圧延を施した後、900~1050の温度範囲で5秒~15分間保持する焼鈍を行い、次いで、冷間圧延を施した後、800~950の温度範囲で5秒~5分間保持する焼鈍を行うことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

なお、本明細書において、鋼の成分を示す%はすべて質量%である。

【発明の効果】

【0014】

本発明によれば、十分な耐食性を有し成形性および耐リジング特性に優れたフェライト系ステンレス鋼が得られる。

【図面の簡単な説明】

【0015】

【図1】SiおよびMn含有量で整理した延性の評価結果を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0016】

以下、本発明を詳細に説明する。

【0017】

本発明のフェライト系ステンレス鋼は、プレス加工で建材部品、家電製品の部品、厨房器具、自動車部品などのさまざまな用途に使用される。これらの用途に適用するためには、十分な成形性(伸びおよび平均r値が大きいこと)が求められる。

【0018】

例えば、張出し成形される球形の換気口フードの場合、伸び特性が不足していると成形時にもっとも伸びが劣位な方向にネッキングや破断が生じて成形できない。また、成形後の張出し部の板厚が成形前の鋼板の方向によって大きく異なることに起因した製品外観の悪化が生じる場合がある。あるいは、絞り加工などにより製造される大型鍋は、平均r値が低い場合はネッキングや破断が生じ、所定の製品形状に成形することができない。鍋の胴部分の板厚が場所によって大きく異なり伝熱特性上の不具合が生じる場合がある。このように、伸びおよび平均r値が大きいことが望まれている。

【0019】

フェライト系ステンレス鋼の中でも、日本工業規格JIS G 4305に規定されたSUS430LX(16mass%Cr-0.15mass%Tiあるいは16mass%Cr-0.4mass%Nb)、SUS436L(18mass%Cr-1.0mass%Mo-0.25mass%Ti)等は多量のTiやNbを含有し、EIおよび平均r値が高く優れた成形性を持ち、多くの用途に使用されている。しかし、これらの鋼種は多量のTiやNbを含有するために原料コストと製造コストが高く、価格が高い問題がある。一方、フェライト系ステンレス鋼の中でもっとも多く生産されているSUS430(16mass%Cr)は、多量のTiやNbを含有していないので、SUS430LXやSUS436Lより安価であるが、成形性がSUS430LXやSUS436Lより劣る。そのため、成形性を向上させたSUS430が求められていた。

【0020】

一方、フェライト系ステンレス鋼は前述したとおり、成形加工ひずみによって鋼板表面にリジングと呼ばれる表面凹凸が発生するため、表面美麗性が要求される製品では表面凹凸を除去するための研磨工程が必要となり、製造コストが増加するという問題がある。リジングの原因となるコロニーはTiやNbを添加し、固溶炭素が少ない鋼の方が生成しやすい

10

20

30

40

50

ため、上記のSUS430LXやSUS436LではSUS430に比べて耐リジグ特性が劣る。

【0021】

このように、十分な耐食性と優れた成形性および優れた耐リジグ特性を鼎立し、かつ安価であるフェライト系ステンレス鋼の製造技術は十分には確立されていないのが現状である。

【0022】

そこで、発明者らは多量のTiやNbを含有しない適切な成分のフェライト系ステンレス鋼（特にSUS430（16mass%Cr）系）の成分でEI 28%、平均r値 0.70、リジグ高さが2.5 μm以下を満足するフェライト系ステンレス鋼を得る方法を鋭意検討した。また、熱間圧延後のフェライト系ステンレス鋼板を冷間圧延する前に焼鈍（以下、熱延板焼鈍と称する）する方法には、箱焼鈍（バッチ焼鈍）と連続焼鈍があるが、長時間を要して生産性の低い箱焼鈍ではなく、生産性の高い連続焼鈍により所定の成形性を得ることを検討した。

【0023】

連続焼鈍炉を用いた従来技術においての課題は、焼鈍を金属組織がフェライト単相となる温度域で行っているために十分な再結晶が生じず、十分な伸びが得られないとともに、コロニーが仕上げ焼鈍後にまで残存するために耐リジグ特性が得られないことであった。そこで発明者らは、熱延板焼鈍をフェライト相とオーステナイト相の二相域で行った後に、常法で冷間圧延を行い、さらに従来より高温の仕上げ焼鈍（冷延板焼鈍）を行い、最終的に再度フェライト単相組織とすることを考案した。具体的には、以下の通りである。熱延板焼鈍をフェライト単相温度域よりも高温のフェライト相とオーステナイトの二相域で行うことにより、熱延板焼鈍でフェライト相からオーステナイト相が生成する際に、オーステナイト相が焼鈍前のフェライト相とは異なった結晶方位を有して生成する。また、熱延板焼鈍後の金属組織がフェライト相とオーステナイト相からの変態によって冷却中に生成するマルテンサイト相となり、その後の冷間圧延時に軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相の異相界面に圧延ひずみがより集中して導入されて冷延板焼鈍時の再結晶サイトとなる。その結果、フェライト相のコロニーが効果的に破壊され、耐リジグ特性が向上する。冷間圧延し、さらにフェライト単相温度域で冷延板焼鈍することにより、マルテンサイト相を炭窒化物とフェライト相へと分解させることにより、リジグ高さで2.5 μm以下の優れた耐リジグ特性が得られる。

【0024】

しかしながら、上記技術のみでは、優れた成形性を安定的に得ることは出来ないことがわかった。そこで、各種成分の成形性と製造条件の成形性への影響を詳細に検討した。その結果、鋼成分と冷延板焼鈍温度を好適な範囲に調整することにより、安定して優れた成形性が得られることを見出した。すなわち、フェライト生成元素であるSiおよびオーステナイト生成元素であるMnを好適な範囲に調整し、オーステナイト相が生成する下限の温度（以下、 T_A 点と称する場合がある）を高温側に移行させる。これにより冷延板焼鈍温度をより高温化し、粒成長を一層促進する。その結果、冷延板焼鈍後の金属組織において十分に粒成長したフェライト単相組織が得られ、破断伸び（EI）が28%以上、平均r値が0.70以上の優れた成形性を有し、耐リジグ特性と両立できることを見出した。

【0025】

次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼の成分組成について説明する。以下、特に断らない限り%は質量%を意味する。

【0026】

C:0.005~0.035%

Cはオーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相が出現する二相温度域を拡大する効果がある。この効果を得るためには0.005%以上の含有が必要である。しかし、C量が0.035%を超えると鋼板が硬質化して延性が低下する。そのため、C量は0.005~0.035%の範囲とする。好ましくは0.010~0.030%の範囲である。さらに好ましくは0.015~0.025%の範囲である。

【0027】

Si: 0.25 ~ 0.40未満%

Siは T_A 点を上げる元素である。この効果を得るためには0.25%以上の含有が必要である。しかし、Si量が0.40%以上になると、鋼板が硬質化して熱間圧延時の圧延負荷が増大するとともに、冷延板焼鈍後の延性が低下し、所定の破断伸びが得られない。そのため、Si量は0.25%以上0.40%未満の範囲とする。好ましくは0.25 ~ 0.35%の範囲である。さらに好ましくは0.25 ~ 0.30%の範囲である。

【0028】

Mn: 0.05 ~ 0.35%

MnはCと同様にオーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相が出現する二相温度域を拡大する効果がある。この効果を得るためには0.05%以上の含有が必要である。しかし、Mn量が0.35%を超えると T_A 点が下がりすぎて所定の破断伸びが得られない。そのため、Mn量は0.05 ~ 0.35%の範囲とする。好ましくは0.10 ~ 0.30%の範囲である。さらに好ましくは0.15 ~ 0.25%の範囲である。

【0029】

$29.5 \times Si - 50 \times Mn + 60$ (ただし、式中のSi、Mnは含有量(質量%)を示す)

本発明では、オーステナイトが生成する下限の温度(T_A 点)の調整が極めて重要な要素となる。前述したように、本発明では熱延板焼鈍をフェライト相 + オーステナイト相の二相温度域で行い熱延板焼鈍後の組織をフェライト相 + マルテンサイト相の二相組織とするが、冷間圧延後に実施する冷延板焼鈍をフェライト単相温度域で行い、最終的な組織はフェライト単相とすることを大きな特徴としている。この方法で優れた破断伸びを得るためには、熱延板焼鈍によって生成したマルテンサイト相を冷延板焼鈍によってフェライト相と炭化物へと分解させて除去し、金属組織をフェライト単相化するとともに、十分な粒成長を生じさせてフェライト結晶粒の粒径を大きくする必要があり、発明者らが検討したところ、熱延板焼鈍によって生成したマルテンサイト相は冷間圧延後の冷延板焼鈍において約750 以上の温度域で急速に分解が進むとともに、800 以上の温度域で再結晶によりフェライト結晶粒が生成した。

【0030】

結晶粒の成長は、温度が高いほどあるいは焼鈍時間が長いほど進むことが広く知られている。しかし、冷延板焼鈍は連続焼鈍炉で行われるため、焼鈍時間を長くすると生産効率が著しく低下してしまう。一方、従来技術の鋼成分で冷延板焼鈍温度を高温化すると、焼鈍がフェライト相とオーステナイト相の二相域で行われることになる。その場合、金属組織中にオーステナイト相が新たに生成し、このオーステナイト相が冷却後にマルテンサイト相へと変態することにより鋼板が硬質化し、所定の破断伸びが得られない。

【0031】

そのため、本発明では、鋼成分を調整してオーステナイトが生成する下限の温度(T_A 点)を従来よりも高温にすることにより、より高温でのフェライト単相域焼鈍を可能とした。これにより、オーステナイト相を生成させることなく、フェライト結晶粒を十分に成長させることが出来る。

【0032】

T_A 点の高温化は、具体的にはSiとMnの含有量のバランスを好適な範囲に調整することにより実現される。Siはフェライト生成元素であり含有量の増加に伴い T_A 点を上昇させる。一方、Mnはオーステナイト生成元素であり含有量の増加に伴い T_A 点を低下させる。検討の結果、 $29.5 \times Si - 50 \times Mn + 60$ が0未満の場合、 T_A 点が十分に高温化せず、所定の破断伸びが得られないことがわかった。よって、本発明では、 $29.5 \times Si - 50 \times Mn + 60$ とする。

【0033】

P: 0.040%以下

Pは粒界偏析による粒界破壊を助長する元素であるため低い方が望ましく、上限を0.040%とする。好ましくは0.035%以下である。さらに好ましくは0.030%以下である。

【0034】

S: 0.01%以下

10

20

30

40

50

SはMnSなどの硫化物系介在物となって存在して延性や耐食性等を低下させる元素であり、特に含有量が0.01%を超えた場合にそれらの悪影響が顕著に生じる。そのためS量は極力低い方が望ましく、本発明ではS量の上限を0.01%とする。好ましくは0.007%以下である。さらに好ましくは0.005%以下である。

【 0 0 3 5 】

Cr: 15.5 ~ 18.0%

Crは鋼板表面に不動態皮膜を形成して耐食性を向上させる効果を有する元素である。この効果を得るためにはCr量を15.5%以上とする必要がある。しかし、Cr量が18.0%を超えると、熱延板焼鈍時にオーステナイト相の生成が不十分となり、所定の耐リジニング特性が得られない。そのため、Cr量は15.5 ~ 18.0%の範囲とする。好ましくは16.0 ~ 17.5%の範囲である。さらに好ましくは16.0 ~ 17.0%の範囲である。

10

【 0 0 3 6 】

Al: 0.001 ~ 0.10%

AlはSiと同様に脱酸剤として作用する元素である。この効果を得るためには0.001%以上の含有が必要である。しかし、Al量が0.10%を超えると、Al₂O₃等のAl系介在物が増加し、表面性状が低下しやすくなる。そのため、Al量は0.001 ~ 0.10%の範囲とする。好ましくは0.001 ~ 0.05%の範囲である。さらに好ましくは0.001 ~ 0.03%の範囲である。

【 0 0 3 7 】

N: 0.01 ~ 0.06%

Nは、CおよびMnと同様にオーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相が出現する二相温度域を拡大する効果がある。この効果を得るためにはN量を0.01%以上とする必要がある。しかし、N量が0.06%を超えると延性が著しく低下する上、Cr窒化物の析出を助長することによる耐食性の低下が生じる。そのため、N量は0.01 ~ 0.06%の範囲とする。好ましくは0.01 ~ 0.05%の範囲である。さらに好ましくは0.02 ~ 0.04%の範囲である。

20

【 0 0 3 8 】

残部はFeおよび不可避的不純物である。

【 0 0 3 9 】

以上の成分組成により本発明の効果は得られるが、さらに製造性あるいは材料特性を向上させる目的で以下の元素を含有することができる。

30

【 0 0 4 0 】

Cu: 0.1 ~ 0.5%、Ni: 0.1 ~ 0.6%、Mo: 0.1 ~ 0.5%、Co: 0.01 ~ 0.3%のうちから選ばれる1種または2種以上

CuおよびNiはいずれも耐食性を向上させる元素であり、特に高い耐食性が要求される場合には含有することが有効である。また、CuおよびNiにはオーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相が出現する二相温度域を拡大する効果がある。これらの効果は各々0.1%以上の含有で顕著となる。しかし、Cu含有量が0.5%を超えると成形性が低下する場合があります好ましくない。そのためCuを含有する場合は0.1 ~ 0.5%とする。好ましくは0.2 ~ 0.3%の範囲である。Ni含有量が0.6%を超えると成形性が低下するため好ましくない。そのためNiを含有する場合は0.1 ~ 0.6%とする。好ましくは0.1 ~ 0.3%の範囲である。

40

【 0 0 4 1 】

Moは耐食性を向上させる元素であり、特に高い耐食性が要求される場合には含有することが有効である。この効果は0.1%以上の含有で顕著となる。しかし、Mo含有量が0.5%を超えると熱延板焼鈍時にオーステナイト相の生成が不十分となり、所定の材料特性が得られなくなり好ましくない。そのため、Moを含有する場合は0.1 ~ 0.5%とする。好ましくは0.2 ~ 0.3%の範囲である。

【 0 0 4 2 】

Coは韌性を向上させる元素である。この効果は0.01%以上の含有によって得られる。一方、含有量が0.3%を超えると成形性を低下させる。そのため、Coを含有する場合の含有量

50

は0.01～0.3%の範囲とする。

【0043】

V: 0.01～0.10%、Ti: 0.001～0.05%、Nb: 0.001～0.05%、Ca: 0.0002～0.0020%、Mg: 0.0002～0.0050%、B: 0.0002～0.0050%、REM: 0.01～0.10%のうちから選ばれる1種または2種以上

V: 0.01～0.10%

Vは鋼中のCおよびNと化合して、固溶Cおよび固溶Nを低減する。これにより、平均r値を向上させる。さらに、熱延板での炭窒化物の析出挙動を制御して熱延および焼鈍起因の線状疵の発生を抑制して表面性状を改善する。これらの効果を得るためにはV量を0.01%以上含有する必要がある。しかし、V量が0.10%を超えると加工性が低下するとともに、製造コストの上昇を招く。そのため、Vを含有する場合は0.01～0.10%の範囲とする。好ましくは0.03～0.08%の範囲である。

10

【0044】

Ti: 0.001～0.05%、Nb: 0.001～0.05%、

TiおよびNbはVと同様に、CおよびNとの親和力の高い元素であり、熱間圧延時に炭化物あるいは窒化物として析出し、母相中の固溶Cおよび固溶Nを低減させ、冷延板焼鈍後（仕上げ焼鈍後）の加工性を向上させる効果がある。これらの効果を得るためには、0.001%以上のTiあるいは0.001%以上のNbを含有する必要がある。しかし、Ti量あるいはNb量が0.05%を超えると、過剰なTiNおよびNbCの析出により良好な表面性状を得ることができない。そのため、Tiを含有する場合は0.001～0.05%の範囲、Nbを含有する場合は0.001～0.05%の範囲とする。Ti量は好ましくは0.003～0.020%の範囲である。Nb量は好ましくは0.005～0.020%の範囲である。さらに好ましくは0.010～0.015%の範囲である。

20

【0045】

Ca: 0.0002～0.0020%

Caは、連続鋳造の際に発生しやすいTi系介在物の晶出によるノズルの閉塞を防止するのに有効な成分である。その効果を得るためには0.0002%以上の含有が必要である。しかし、Ca量が0.0020%を超えるとCaSが生成して耐食性が低下する。そのため、Caを含有する場合は0.0002～0.0020%の範囲とする。好ましくは0.0005～0.0015%の範囲である。さらに好ましくは0.0005～0.0010%の範囲である。

30

【0046】

Mg: 0.0002～0.0050%

Mgは熱間加工性を向上させる効果がある元素である。この効果を得るためには0.0002%以上の含有が必要である。しかし、Mg量が0.0050%を超えると表面品質が低下する。そのため、Mgを含有する場合は0.0002～0.0050%の範囲とする。好ましくは0.0005～0.0035%の範囲である。さらに好ましくは0.0005～0.0020%の範囲である。

【0047】

B: 0.0002～0.0050%

Bは低温二次加工脆化を防止するのに有効な元素である。この効果を得るためには0.0002%以上の含有が必要である。しかし、B量が0.0050%を超えると熱間加工性が低下する。そのため、Bを含有する場合は0.0002～0.0050%の範囲とする。好ましくは0.0005～0.0035%の範囲である。さらに好ましくは0.0005～0.0020%の範囲である。

40

【0048】

REM: 0.01～0.10%

REMは耐酸化性を向上させる元素であり、特に溶接部の酸化皮膜の形成を抑制し溶接部の耐食性を向上させる効果がある。この効果を得るためには0.01%以上の含有が必要である。しかし、0.10%を超えて含有すると冷延焼鈍時の酸洗性などの製造性を低下させる。また、REMは高価な元素であるため、過度な含有は製造コストの増加を招くため好ましくない。そのため、REMを含有する場合は0.01～0.10%の範囲とする。

【0049】

次に本発明のフェライト系ステンレス鋼の製造方法について説明する。

50

本発明のフェライト系ステンレス鋼は、上記の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延を施した後、900～1050 の温度範囲で5秒～15分間保持する焼鈍を行い、次いで、冷間圧延を施した後、800～950 の温度範囲で5秒～5分間保持する焼鈍を行うことで得られる。

【0050】

まずは、溶鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等の公知の方法で溶製し、連続鑄造法あるいは造塊 - 分塊法により鋼素材（スラブ）とする。このスラブを、1100～1250 で1～24時間加熱するか、あるいは加熱することなく鑄造まま直接、熱間圧延して熱延板とする。その後、フェライト相とオーステナイト相の二相域温度となる900～1050 の温度で5秒～15分間保持する熱延板焼鈍を行う。

10

【0051】

次いで、必要に応じて酸洗を施し、冷間圧延および冷延板焼鈍を行う。さらに、必要に応じて酸洗を施して製品とする。

【0052】

冷間圧延は伸び性、曲げ性、プレス成形性および形状矯正の観点から、50%以上の圧下率で行うことが好ましい。また、本発明では、冷延 - 焼鈍を2回以上繰り返しても良い。

【0053】

なお、さらに表面性状を向上させるために、研削や研磨等を施してもよい。

【0054】

製造条件の限定理由について、以下に説明する。

20

【0055】

900～1050 の温度で5秒～15分間保持する熱延板焼鈍

熱延板焼鈍は本発明が優れた成形性および耐リジニング特性を得るために極めて重要な工程である。熱延板焼鈍温度が900 未満では十分な再結晶が生じないうえ、フェライト単相域となるため、二相域焼鈍によって発現する本発明の効果が得られない場合がある。しかし、焼鈍温度が1050 を超えると炭化物の固溶が促進されるためにオーステナイト相中へのC濃化が助長され、熱延板焼鈍後に硬質なマルテンサイト相が生成し、表面性状が悪化する場合がある。焼鈍時間が5秒未満の場合、所定の温度で焼鈍したとしてもオーステナイト相の生成とフェライト相の再結晶が十分に生じないため、所望の成形性が得られない場合がある。一方、焼鈍時間が15分を超えるとオーステナイト相中へのC濃化が助長され、上記と同様の機構によって表面性状が悪化する場合がある。そのため、熱延板焼鈍は900～1050 の温度で、5秒～15分間保持する。好ましくは、920～1020 の温度で15秒～5分間保持である。さらに好ましくは920～1000 の温度で30秒～3分間保持である。

30

【0056】

800～950 の温度で5秒～5分間保持する冷延板焼鈍

冷延板焼鈍は熱延板焼鈍で形成したフェライト相とマルテンサイト相の二相組織をフェライト単相組織とするために重要な工程である。冷延板焼鈍温度が800 未満では再結晶が十分に生じず所定の破断伸びおよび平均r値を得ることができない。一方、冷延板焼鈍温度が950 を超えた場合、当該温度がフェライト相とオーステナイト相の二相温度域となる鋼成分では冷延板焼鈍後にマルテンサイト相が生成するために鋼板が硬質化し所定の破断伸びを得ることができない。また、当該温度がフェライト単相温度域となる鋼成分であったとしても、結晶粒の著しい粗大化により、鋼板の光沢度が低下するため表面品質の観点で好ましくない。焼鈍時間が5秒未満の場合、所定の温度で焼鈍したとしてもフェライト相の再結晶が十分に生じないため、所定の破断伸びおよび平均r値を得ることができない。焼鈍時間が5分を超えると、結晶粒が著しく粗大化し、鋼板の光沢度が低下するため表面品質の観点で好ましくない。そのため、冷延板焼鈍は800～950 の範囲で5秒～5分間保持とする。好ましくは、850 ～900 で15秒～3分間保持である。より光沢を求めるためにBA焼鈍（光輝焼鈍）を行っても良い。

40

【実施例1】

【0057】

50

以下、本発明を実施例により詳細に説明する。

表 1 に示す化学組成を有するステンレス鋼を50kg小型真空溶解炉にて溶製した。これらの鋼塊を1150 °Cで1h加熱後、熱間圧延を施して3.5mm厚の熱延板とした。次いで、これらの熱延板に表 2 に記載の条件で熱延板焼鈍を施した。次いで、表面にショットブラスト処理と酸洗による脱スケールを行った。さらに、板厚0.7mmまで冷間圧延した後、表 2 に記載の条件で冷延板焼鈍（仕上げ焼鈍）を行った後、酸洗による脱スケール処理を行い、冷延酸洗焼鈍板を得た。

【 0 0 5 8 】

かくして得られた冷延酸洗焼鈍板について以下の評価を行った。

【 0 0 5 9 】

(1) 延性の評価

冷延酸洗焼鈍板から、圧延方向と直角にJIS 13B号引張試験片を採取し、引張試験をJIS Z 2241に準拠して行い、破断伸びを測定し、各方向の破断伸びが28%以上の場合を合格 ()、一方向でも28%未満のものがある場合を不合格 (×) とした。

【 0 0 6 0 】

(2) 平均 r 値の評価

冷延酸洗焼鈍板から、圧延方向に対して平行 (L 方向)、45 ° (D 方向) およびに直角 (C 方向) となる方向にJIS 13B号引張試験片を採取し、JIS Z2411に準拠した引張試験をひずみ15%まで行って中断し、各方向の r 値を測定し平均 r 値 (= (r_L + 2 r_D + r_C) / 4) を算出した。ここで、r_L、r_D、r_C はそれぞれ L 方向、D 方向および C 方向の r 値である。平均 r 値は0.70以上を合格 ()、0.70未満を不合格 (×) とした。

【 0 0 6 1 】

(3) 耐リジニング特性の評価

冷延酸洗焼鈍板から、圧延方向に平行にJIS 5号引張試験片を採取し、その表面を#600のエメリーペーパーを用いて研磨した後、20%の引張ひずみを付与し、その試験片の平行部中央の研磨面で圧延方向に直角の方向に、表面粗度計を用いて、JIS B 0601 (2001年) で規定される算術平均うねり (Wa) を、測定長16mm、ハイカットフィルター波長0.8mm、ローカットフィルター波長8mmで測定した。算術平均うねり (Wa) が2.5 μm以下の場合を合格 ()、2.5 μm超の場合を不合格 (×) とした。

【 0 0 6 2 】

(4) 耐食性の評価

冷延酸洗焼鈍板から、60 × 100mmの試験片を採取し、表面を#600エメリーペーパーにより研磨仕上げした後に端面部をシールした試験片を作製し、JIS H 8502に規定された塩水噴霧サイクル試験に供した。塩水噴霧サイクル試験は、塩水噴霧 (5質量%NaCl、35 °C、噴霧2h) 乾燥 (60 °C、4h、相対湿度40%) 湿潤 (50 °C、2h、相対湿度 95%) を1サイクルとして、8サイクル行った。

塩水噴霧サイクル試験を8サイクル実施後の試験片表面を写真撮影し、画像解析により試験片表面の発錆面積を測定し、試験片全面積との比率から発錆率 ((試験片中の発錆面積 / 試験片全面積) × 100 [%]) を算出した。発錆率が10%以下を特に優れた耐食性で合格 ()、10%超25%以下を合格 ()、25%超を不合格 (×) とした

評価結果を焼鈍条件と併せて表 2 に示す。また、Cr含有量が本発明範囲を満たすNo.1 ~ 25について、延性の評価結果をSiおよびMn含有量で整理したグラフを図 1 として示す。

【 0 0 6 3 】

10

20

30

40

【 表 1 】

鋼記号	質量%													備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	29.5×Si --50×Mn+6	その他				
AA	0.019	0.39	0.29	0.022	0.004	16.4	0.003	0.03	3				発明例	
AB	0.020	0.37	0.09	0.028	0.006	16.2	0.004	0.03	12				発明例	
AC	0.018	0.39	0.34	0.026	0.005	16.5	0.002	0.04	1	Ni: 0.4			発明例	
AD	0.035	0.26	0.08	0.031	0.005	17.7	0.003	0.05	10				発明例	
AE	0.022	0.29	0.22	0.035	0.006	16.2	0.003	0.04	4	Ni: 0.1			発明例	
AF	0.021	0.34	0.24	0.032	0.005	16.4	0.004	0.04	4	Cu: 0.4			発明例	
AG	0.022	0.37	0.32	0.023	0.006	16.3	0.005	0.05	1	Mo: 0.4			発明例	
AH	0.018	0.34	0.29	0.038	0.003	16.7	0.003	0.03	2	Co: 0.3			発明例	
AI	0.023	0.33	0.28	0.033	0.003	16.5	0.005	0.03	2	V: 0.09			発明例	
AJ	0.020	0.32	0.20	0.029	0.005	16.4	0.003	0.03	5	Ni: 0.1 Nb: 0.04			発明例	
AK	0.024	0.31	0.28	0.028	0.003	16.1	0.003	0.02	1	Ti: 0.03 B: 0.0023			発明例	
AL	0.021	0.33	0.27	0.034	0.002	16.3	0.004	0.03	2	REM: 0.04			発明例	
AM	0.025	0.30	0.26	0.021	0.003	16.2	0.005	0.03	2	Mg: 0.0017			発明例	
AN	0.009	0.33	0.15	0.026	0.004	15.7	0.003	0.04	8				発明例	
AO	0.012	0.27	0.17	0.039	0.002	16.1	0.003	0.04	5	Ni: 0.1			発明例	
AP	0.009	0.25	0.24	0.038	0.003	15.7	0.004	0.03	1	Ni: 0.2			発明例	
AQ	0.008	0.39	0.21	0.039	0.003	16.4	0.003	0.04	7				発明例	
BA	0.017	0.21	0.19	0.031	0.005	16.6	0.004	0.04	3				比較例	
BB	0.026	0.42	0.32	0.034	0.003	16.1	0.003	0.04	2				比較例	
BC	0.024	0.26	0.29	0.034	0.006	16.2	0.003	0.04	-1	Ni: 0.1			比較例	
BD	0.022	0.29	0.32	0.030	0.004	16.7	0.003	0.04	-1				比較例	
BE	0.025	0.31	0.32	0.027	0.004	16.0	0.005	0.04	-1				比較例	
BF	0.021	0.34	0.34	0.028	0.004	16.2	0.005	0.03	-1	B: 0.0018			比較例	
BG	0.025	0.38	0.37	0.033	0.005	16.0	0.004	0.04	-1				比較例	
BH	0.022	0.23	0.34	0.031	0.004	16.7	0.003	0.04	-4				比較例	
BI	0.021	0.38	0.27	0.024	0.005	15.4	0.004	0.03	4				比較例	
BJ	0.023	0.26	0.27	0.030	0.007	18.7	0.004	0.05	0				比較例	

下線付きは本発明範囲外を示す。

【 0 0 6 4 】

10

20

30

40

【 表 2 】

No.	鋼記号	熱延板 焼鈍条件	冷延板 焼鈍条件	破断伸び	平均r値	耐リジング特性	耐食性	備考
1	AA	940°Cで60秒保持	860°Cで30秒保持	○	○	○	○	発明例
2	AB	同上	同上	○	○	○	○	発明例
3	AC	同上	同上	○	○	○	◎	発明例
4	AD	同上	同上	○	○	○	◎	発明例
5	AE	同上	同上	○	○	○	○	発明例
6	AF	同上	同上	○	○	○	◎	発明例
7	AG	同上	同上	○	○	○	◎	発明例
8	AH	同上	同上	○	○	○	○	発明例
9	AI	同上	同上	○	○	○	○	発明例
10	AJ	同上	同上	○	○	○	○	発明例
11	AK	同上	同上	○	○	○	○	発明例
12	AL	同上	同上	○	○	○	○	発明例
13	AM	同上	同上	○	○	○	○	発明例
14	AN	同上	同上	○	○	○	○	発明例
15	AO	同上	同上	○	○	○	○	発明例
16	AP	同上	同上	○	○	○	○	発明例
17	AQ	同上	同上	○	○	○	○	発明例
18	BA	同上	同上	×	○	○	○	比較例
19	BB	同上	同上	×	○	○	○	比較例
20	BC	同上	同上	×	○	○	○	比較例
21	BD	同上	同上	×	○	○	○	比較例
22	BE	同上	同上	×	○	○	○	比較例
23	BF	同上	同上	×	○	○	○	比較例
24	BG	同上	同上	×	○	○	○	比較例
25	BH	同上	同上	×	○	○	○	比較例
26	BI	同上	同上	○	○	○	×	比較例
27	BJ	同上	同上	○	○	×	◎	比較例
28	BI	880°Cで60秒保持	860°Cで30秒保持	○	○	×	×	比較例
29	BI	940°Cで60秒保持	780°Cで30秒保持	×	×	○	×	比較例
30	BI	940°Cで60秒保持	970°Cで30秒保持	×	○	○	×	比較例

10

20

30

40

【 0 0 6 5 】

鋼成分が本発明の範囲を満たすNo.1~17(鋼AA~AQ)では、破断伸び28%以上、平均r値が0.70以上、リジング高さが2.5 μ m以下と優れた成形性と耐リジング特性が確認された。さらに耐食性に関しても塩水噴霧サイクル試験を8サイクル実施後の試験片表面の発錆率がいずれも25%以下と良好な特性が得られている。

【 0 0 6 6 】

50

特に、Niを0.4%含有したNo.3(鋼AC)、Crを17.7%含有したNo.4(鋼AD)、Cuを0.4%含有したNo.6(鋼AF)およびMoを0.4%含有したNo.7(鋼AG)では、No.1塩水噴霧サイクル試験後の発錆率が10%以下となっており、耐食性が一層向上した。

【0067】

一方、Cr含有量が本発明の範囲を下回るNo.26(鋼BI)では、所定の成形性および耐リジング特性は得られたものの、Cr含有量が不足したために所定の耐食性が得られなかった。

【0068】

Cr含有量が本発明の範囲を上回るNo.27(鋼BJ)では、十分な耐食性は得られたが、過剰にCrを含有したために熱延板焼鈍時にオーステナイト相が生成せず、所定の耐リジング特性を得ることができなかった。

【0069】

Si含有量が本発明の範囲を下回るNo.18(鋼BA)および25(鋼BH)は、Si含有量が不足したために冷延板焼鈍中にオーステナイト相が生成し、このオーステナイト相が冷却後にマルテンサイト相に変態したために鋼板が硬質化し、所定の破断伸びを得ることができなかった。

【0070】

Si含有量が本発明の範囲を上回るNo.19(鋼BB)は、過度のSi含有によって鋼板が硬質化し、所定の破断伸びを得ることができなかった。

【0071】

SiおよびMn含有量は本発明の範囲内であるが、 $29.5 \times \text{Si} - 50 \times \text{Mn} + 6$ が本発明の範囲を下回るNo.20~23(鋼BC~BF)は、SiおよびMn含有量のバランスが適正でなかったために冷延板焼鈍中にオーステナイト相が生成し、このオーステナイト相が冷却後にマルテンサイト相に変態したために鋼板が硬質化し、所定の破断伸びを得ることができなかった。

Mn含有量が本発明の範囲を上回るNo.24(鋼BG)は、過度のMn含有によって $29.5 \times \text{Si} - 50 \times \text{Mn} + 6$ が本発明の範囲を下回り、冷延板焼鈍中にオーステナイト相が生成し、このオーステナイト相が冷却後にマルテンサイト相に変態したために鋼板が硬質化し、所定の破断伸びを得ることができなかった。以上の評価結果のうち、Cr含有量が本発明範囲を満たすNo.1~25について、延性の評価結果をSiおよびMn含有量で整理したグラフが図1である。所定の破断伸びはSiおよびMn含有量に加え、 $29.5 \times \text{Si} - 50 \times \text{Mn} + 6$ が本発明の範囲を満たした場合に得られていることがわかる。

【0072】

No.28~30では、所定の成形性および耐リジング特性は得られたもののCr含有量が不足したために所定の耐食性が得られなかった鋼BIを用い、熱延板焼鈍温度および冷延板焼鈍温度の成形性および耐リジング特性に対する影響を検討した。熱延板焼鈍温度が本発明範囲を下回る880のNo.28は、熱延板焼鈍時にオーステナイト相が生成せず、所定の耐リジング特性が得られなかった。冷延板焼鈍温度が本発明範囲を下回る780のNo.29は、冷延板焼鈍時にフェライト結晶粒の粒成長が不足し、所定の成形性(破断伸びおよび平均r値)が得られなかった。冷延板焼鈍温度を本発明範囲を上回る970のNo.30は、冷延板焼鈍中にオーステナイト相が生成し、このオーステナイト相が冷却後にマルテンサイト相に変態したために鋼板が硬質化し、所定の破断伸びを得ることができなかった。

【産業上の利用可能性】

【0073】

本発明で得られるフェライト系ステンレス鋼は、絞りを主体としたプレス成形品や高い表面美麗性を要求される用途、例えば厨房器具や食器への適用に特に好適である。

【要約】

十分な耐食性を有し、成形性および耐リジング特性に優れたフェライト系ステンレス鋼を提供する。

本発明のフェライト系ステンレス鋼は、質量%で、C:0.005~0.035%、Si:0.25~0.40未満%、Mn:0.05~0.35%、P:0.040%以下、S:0.01%以下、Cr:15.5~18.0%、Al:0.001~0.

10

20

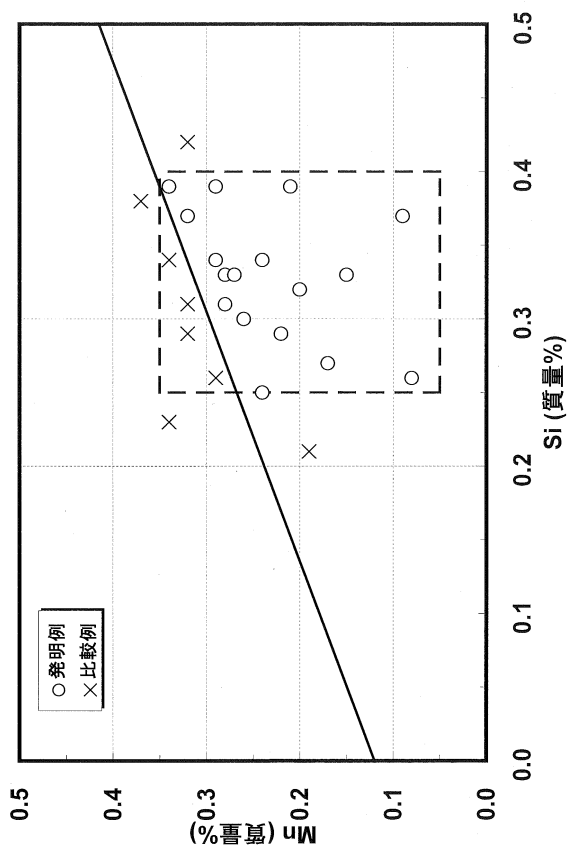
30

40

50

10%、N: 0.01 ~ 0.06%を含有し、SiおよびMnが $29.5 \times Si - 50 \times Mn + 60$ (ただし、式中のSi、Mnは含有量(質量%)を示す)を満たし、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる。

【図1】



フロントページの続き

- (72)発明者 藤澤 光幸
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
- (72)発明者 田 彩子
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 川村 裕二

- (56)参考文献 特開2010-047822(JP,A)
特開2000-273547(JP,A)
特開2009-275268(JP,A)
特開平11-012692(JP,A)
特開平11-350088(JP,A)
特開2006-299374(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60
C21D 1/00 - 11/00