

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6342056号
(P6342056)

(45) 発行日 平成30年6月13日(2018.6.13)

(24) 登録日 平成30年5月25日(2018.5.25)

(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	38/54	(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 20 頁)

(21) 出願番号	特願2017-213419 (P2017-213419)	(73) 特許権者	714003416 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内三丁目4番1号
(22) 出願日	平成29年11月6日(2017.11.6)	(74) 代理人	100129470 弁理士 小松 高
(65) 公開番号	特開2018-80386 (P2018-80386A)	(72) 発明者	守本 芳樹 東京都千代田区丸の内三丁目4番1号 日新製鋼株式会社内
(43) 公開日	平成30年5月24日(2018.5.24)	(72) 発明者	平川 直樹 東京都千代田区丸の内三丁目4番1号 日新製鋼株式会社内
審査請求日	平成29年11月15日(2017.11.15)	(72) 発明者	河野 明訓 東京都千代田区丸の内三丁目4番1号 日新製鋼株式会社内
(31) 優先権主張番号	特願2016-219118 (P2016-219118)		
(32) 優先日	平成28年11月9日(2016.11.9)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		
早期審査対象出願			

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 フェライト系ステンレス鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、C : 0.020 ~ 0.150%、Si : 0.10 ~ 1.00%、Mn : 0.10 ~ 1.00%、Ni : 0.01 ~ 0.60%、Cr : 11.00 ~ 19.00%、N : 0.010 ~ 0.050%、B : 0.0025 ~ 0.0100%、Al : 0 ~ 0.200%、Ti : 0 ~ 0.180%、Mo : 0 ~ 0.50%、Cu : 0 ~ 0.50%、Nb : 0 ~ 0.10%、Co : 0 ~ 0.10%、V : 0 ~ 0.20%であり、このうちAl : 0.050 ~ 0.200%、Ti : 0.050 ~ 0.180%の群から選ばれる1種以上を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、下記(1)式により定まるmax値が20.0 ~ 44.0である化学組成を有し、再結晶したフェライト結晶粒で構成されるマトリックス中に炭化物粒子が分散している金属組織を有し、下記(2)式により定まるR_{ND}値が2.8以下である結晶方位比率を有し、JIS 13B号引張試験片による圧延方向の破断伸び(JIS Z 2241 : 2011)が26.0%以上であり、JIS 13B号引張試験片を用いて標点距離25mm、ひずみ量15%の条件で測定される下記(4)式の面内異方性r(JIS Z 2254 : 2008)が1.10以下であるフェライト系ステンレス鋼板。

$$\text{max} = 420C - 11.5Si + 7Mn + 23Ni - 11.5Cr - 12Mo + 9Cu - 49Ti - 52Al + 470N + 189 \dots (1)$$

ここで、(1)式の元素記号の箇所には質量%で表される当該元素の含有量が代入され、含有しない元素については0(ゼロ)が代入される。

$$R_{ND} = S_{111} / (S_{001} + S_{011}) \dots (2)$$

ここで、 S_{001} 、 S_{011} および S_{111} は、板厚方向に垂直な断面（ND面）についてEBSD（電子線後方散乱回折法）により測定したフェライト結晶の板厚方向結晶方位が、それぞれ $\langle 001 \rangle$ 方向、 $\langle 011 \rangle$ 方向および $\langle 111 \rangle$ 方向から 15° 以内である結晶粒の面積割合である。

$$r = (r_L - 2r_D + r_T) / 2 \quad \dots (4)$$

ここで、 r_L 、 r_D および r_T は、それぞれ試験片を板面の圧延方向に対し、平行、 45° 方向および 90° 方向に採取し測定した r 値（塑性ひずみ比）である。

【請求項2】

さらに下記(3)式により定まるAr値が870以上である化学組成を有する請求項1に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

$$Ar = -250C + 73Si - 66Mn - 115Ni + 35Cr + 60Mo - 18Cu + 620Ti + 750Al - 280N + 310 \quad \dots (3)$$

ここで、(3)式の元素記号の箇所には質量%で表される当該元素の含有量が代入され、含有しない元素については0（ゼロ）が代入される。

【請求項3】

前記 R_{ND} 値が1.8以下であり、JIS13B号引張試験片による圧延方向の破断伸び（JIS Z2241：2011）が30.0%以上である請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

【請求項4】

前記面内異方性 r （JIS Z2254：2008）が0.70以下である請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、耐リジグ性と加工性に優れ、かつ面内異方性についても低く抑えられたフェライト系ステンレス鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

フェライト系ステンレス鋼の冷延焼鈍鋼板を成形加工すると、成形品の表面にリジグと呼ばれる縞模様が発生することがあり、しばしば外観品質上の問題となる。リジグは casting 組織に起因する不均一な組織状態が冷延焼鈍鋼板中に残留していることによって生じるとされる。

【0003】

特許文献1には、保温炉を備えた可逆式圧延機で鋼板温度を 850°C 以上に維持しながら強圧下の熱間圧延を行い、その後 900°C 以上の温度で4時間以上のバッチ式焼鈍を行う手法により、フェライト系ステンレス鋼板の耐リジグ性を改善する技術が記載されている。しかし、Bを含有する鋼は適用されておらず、表面凹凸の高さと波長の両方を加味した厳しいリジグ評価基準において十分満足できる鋼板は実現困難である。

【0004】

特許文献2には、フェライト+オーステナイト混合組織の状態での熱間圧延を施し、熱延焼鈍鋼板に強圧下での冷間圧延を施したのち焼鈍する手法により、フェライト系ステンレス鋼板の r 値や耐リジグ性を改善する技術が記載されている。しかし、Bを含有する鋼は適用されていない。また、オーステナイト相が安定に存在する混合組織温度域での熱間圧延では、優れた耐リジグ性と加工性の両立は難しい。

【0005】

特許文献3には、鋳片に高温で圧下を加えたのち再加熱して、粗圧延機と連続仕上圧延機により 850°C 以上の温度で熱延板とし、熱延板焼鈍を行うことなく大径のワークロールによる冷間圧延を施す工程にて、フェライト系ステンレス鋼板の耐リジグ性を改善する技術が記載されている。しかし、Bを含有する鋼は適用されていない。また、この文献の熱間圧延も + の2相域で行うものである。この手法で優れた耐リジグ性と加工性

10

20

30

40

50

を両立させることは困難である。

【0006】

特許文献4には、700～850 で熱間圧延を終了する方法により熱延鋼板中に歪エネルギーを蓄積させ、その歪エネルギーを焼鈍時の再結晶の駆動力として利用する手法により、フェライト系ステンレス鋼板の耐リジグ性を改善する技術が記載されている。しかし、Bを含有する鋼は適用されていない。この文献の技術では表面凹凸の高さと波長の両方により評価される優れた耐リジグ性を実現することは困難である。

【0007】

特許文献5には、スラブ凝固時の柱状晶を破壊するために第1の熱間圧延を1000より高温で行い、次いで結晶粒微細化のために第2の熱間圧延を低温での強圧下圧延で行う工程を採用して、フェライト系ステンレス鋼板の耐リジグ性を改善する技術が記載されている。しかし、Bを含有する鋼は適用されていない。この文献の技術では厳しい評価基準による優れた耐リジグ性を実現することは困難である。

10

【0008】

特許文献6、7には、相の軟質化を図るためにBを添加し、1100以上の高温で累積40%以上の強圧下粗圧延を行い、熱間圧延して600以下で巻き取り、熱延板焼鈍を施すことなく、冷間圧延と最終焼鈍を行う工程により、ローピング(微少うねり)の低減されたフェライト系ステンレス鋼板を得る技術が記載されている。しかし、特許文献6の段落0005および特許文献7の段落0006に教示されているように、成形加工時のリジグ発生と冷間圧延時のローピング発生には必ずしも良い対応があるとは言えない。これらの文献に開示の技術では、厳しい評価基準による優れた耐リジグ性と優れた加工性を両立させることは困難である。

20

【0009】

特許文献8には、1000以上で累積80%以上の粗圧延を施し、仕上圧延後に700以上で巻き取る手法により、ローピングの低減されたフェライト系ステンレス鋼板を得る技術が記載されている。Nを固定する目的でBを添加した鋼が採用されているが、この文献に開示の技術でも、厳しい評価基準による優れた耐リジグ性と優れた加工性を両立させることは困難である。

【0010】

特許文献9には、熱間圧延の粗圧延後段のパスで30%以上の圧下率を確保することにより歪を蓄積させ、仕上げ圧延前に再結晶を促進することにより、ローピング特性に優れたフェライト系ステンレス鋼板を得る技術が開示されている。しかし、この技術では、オーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応と再結晶化を A_{r1} 変態点以下の温度域で一挙に進行させることは困難であり、厳しい評価基準による優れた耐リジグ性は実現できない。

30

【0011】

特許文献10には、冷間圧延工程で中間焼鈍を施すことにより形状凍結性に優れたフェライト系ステンレス鋼板を得る技術が開示されている。しかし、熱間加工工程(鍛造、熱間圧延)には従来一般的な手法が適用され、厳しい評価基準による優れた耐リジグ性と優れた加工性を両立させることは困難である。

40

【0012】

一方、張出し加工や絞り加工などに供する鋼板素材には、 r 値(塑性ひずみ比)の面内異方性が小さいことも要求される。

特許文献11には、1000～1150で粗圧延を施す際にひずみ速度やロールとの摩擦係数を適正化することにより、耐リジグ性や面内異方性を改善する技術が開示されている。しかし、この技術ではフェライト相と炭化物への分解反応と再結晶化を A_{r1} 変態点以下の温度域で一挙に進行させることは困難であり、厳しい評価基準による優れた耐リジグ性は実現できない。

【0013】

特許文献12には、熱延板に昇温・冷却速度を適正化した予備焼鈍と本焼鈍の2回の熱

50

処理を施す手法や、熱間圧延で高温で強圧下を施したのち均質化焼鈍を施す手法などにより、コロニーの分断を図り、中間焼鈍を有する冷間圧延工程を実施することで面内異方性と耐リジグ性を改善する技術が開示されている。しかし、この技術では、フェライト相と炭化物への分解反応と再結晶化を A_{r1} 変態点以下の温度域で一挙に進行させることは困難であり、厳しい評価基準による優れた耐リジグ性は実現できない。

【0014】

特許文献13には、中間焼鈍を有する冷間圧延工程を実施することで、面内異方性が小さく、深絞り性に優れたクラッド鋼用フェライト系ステンレス鋼板を製造する技術が開示されている。しかし、熱間圧延は従来一般的な手法（タンデム式連続熱延機を使用したと考えられる。）が適用され、厳しい評価基準による優れた耐リジグ性と優れた加工性を両立させることは困難である。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0015】

【特許文献1】特開2010-270399号公報

【特許文献2】特公昭61-50126号公報

【特許文献3】特公昭62-34803号公報

【特許文献4】特公平7-51727号公報

【特許文献5】特開平11-256230号公報

【特許文献6】特開平10-176223号公報

20

【特許文献7】特開平10-36911号公報

【特許文献8】特開平10-60543号公報

【特許文献9】特開平9-256064号公報

【特許文献10】特開2002-322548号公報

【特許文献11】特開平7-310122号公報

【特許文献12】特開2006-328524号公報

【特許文献13】特開2008-127671号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0016】

30

フェライト系ステンレス鋼板は種々の製品への加工素材として広く使用されている。昨今では、例えば鍋などの日用品の分野においても、製品形状や表面外観の点で、より優れた意匠性が求められる場合が多くなってきた。その要求に応えるために、素材鋼板には従来にも増して優れた加工性と耐リジグ性の両立が要求される。特にリジグに関しては、加工後の表面に筋状に現れる凹凸の高さ的要素だけでなく、間隔的要素も、外観の美しさを評価する上で重要になってくることがわかってきた。一方、優れた耐リジグ性を得るためにはオーステナイト相がフェライト相と共存する温度域で強圧下の熱間圧延を施すことが有利であるとされるが、その場合、優れた加工性との両立を図ることが難しい。また、種々の用途に適用するためには溶接性が良好であることも望まれる。

【0017】

40

上述のように、これまで、フェライト系ステンレス鋼板のリジグやローピングを低減する手法が種々検討されており、それぞれの技術において所定の効果が得られている。しかし、それらの技術に従っても、昨今の厳しい意匠性の要求に対応しうる優れた耐リジグ性と加工性（破断伸び、 r 値の面内異方性）を両立させることは難しい。本発明は、良好な加工性および溶接性を有し、かつ、表面凹凸の高さと波長の両方を加味した厳しい基準で評価される優れた耐リジグ性を有するフェライト系ステンレス鋼板の提供を目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0018】

発明者らの検討によれば、フェライト系ステンレス鋼の冷延焼鈍鋼板において、フェラ

50

イト再結晶粒の結晶方位が十分にランダム化されていることが、上記の厳しい耐リジグ性を実現するうえで極めて有効であることがわかった。一般に、フェライト系ステンレス鋼板の r 値を改善するためには、フェライト結晶の $\langle 111 \rangle$ 方向が板厚方向に配向した $\{111\}$ 集合組織の形成が有利であるとされる。一方、耐リジグ性を改善するためには、圧延方向に伸びたフェライト結晶コロニーの消失化が重要であることはよく知られている。しかし、発明者らは詳細な研究の結果、うねりの高さや波長の両方を考慮した厳しい基準の耐リジグ性を改善するためには、更に、結晶方位の配向性が小さいこと、すなわち、鋼板内において個々のフェライト結晶粒の方位ができるだけランダム化されていることが重要であることを知見した。具体的には後述(2)式を満たすような結晶方位比率に調整することが極めて有効である。

10

【0019】

また、優れた耐リジグ性と加工性を両立させるためには、(i)高温で過剰にオーステナイト相が生成しないように \max 値を厳しく規制し、かつ適量の B を含有させて熱間圧延前に高温でのオーステナイト結晶粒を微細化しておくこと、および、(ii)熱間圧延を再結晶温度以上かつ A_{r1} 変態点以下の温度域で入念に行き、オーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応とフェライト相の再結晶化を熱間圧延工程で一挙に進行させることが、極めて有効であることがわかった。本発明はこのような知見に基づいて完成したものである。

【0020】

上記目的を達成するために、本明細書では以下の発明を開示する。

20

[1]質量%で、 $C: 0.020 \sim 0.150\%$ 、 $Si: 0.10 \sim 1.00\%$ 、 $Mn: 0.10 \sim 1.00\%$ 、 $Ni: 0.01 \sim 0.60\%$ 、 $Cr: 11.00 \sim 19.00\%$ 、 $N: 0.010 \sim 0.050\%$ 、 $B: 0.0025 \sim 0.0100\%$ 、 $Al: 0 \sim 0.200\%$ 、 $Ti: 0 \sim 0.180\%$ 、 $Mo: 0 \sim 0.50\%$ 、 $Cu: 0 \sim 0.50\%$ であり、このうち $Al: 0.050 \sim 0.200\%$ 、 $Ti: 0.050 \sim 0.180\%$ の群から選ばれる1種以上を含有し、残部 Fe および不可避免的不純物からなり、下記(1)式により定まる \max 値が $20.0 \sim 44.0$ である化学組成を有し、再結晶したフェライト結晶粒で構成されるマトリックス中に炭化物粒子が分散している金属組織を有し、下記(2)式により定まる R_{ND} 値が 2.8 以下である結晶方位比率を有するフェライト系ステンレス鋼板。

上掲の成分元素の含有量範囲を満たし、更に $Nb: 0.10\%$ 以下、 $Co: 0.10\%$ 以下、 $V: 0.20$ 以下の1種以上を含有する化学組成の鋼を適用してもよい。

30

$$\max = 420C - 11.5Si + 7Mn + 23Ni - 11.5Cr - 12Mo + 9Cu - 49Ti - 52Al + 470N + 189 \dots (1)$$

ここで、(1)式の元素記号の箇所には質量%で表される当該元素の含有量が代入され、含有しない元素については0(ゼロ)が代入される。

$$R_{ND} = S_{111} / (S_{001} + S_{011}) \dots (2)$$

ここで、 S_{001} 、 S_{011} および S_{111} は、板厚方向に垂直な断面(ND面)についてEBSD(電子線後方散乱回折法)により測定したフェライト結晶の板厚方向結晶方位が、それぞれ $\langle 001 \rangle$ 方向、 $\langle 011 \rangle$ 方向および $\langle 111 \rangle$ 方向から 15° 以内である結晶粒の面積割合である。

40

[2]さらに下記(3)式により定まる A_r 値が 870 以上である化学組成を有する上記[1]に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

$$A_r = -250C + 73Si - 66Mn - 115Ni + 35Cr + 60Mo - 18Cu + 620Ti + 750Al - 280N + 310 \dots (3)$$

ここで、(3)式の元素記号の箇所には質量%で表される当該元素の含有量が代入され、含有しない元素については0(ゼロ)が代入される。

[3]JIS13B号引張試験片による圧延方向の破断伸び(JIS Z2241:2011)が 26.0% 以上である上記[1]または[2]に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[4]前記 R_{ND} 値が 1.8 以下であり、JIS13B号引張試験片による圧延方向の破

50

断伸び (J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1) が 3 0 . 0 % 以上である上記 [1] または [2] に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[5] J I S 1 3 B 号引張試験片を用いて標点距離 2 5 m m 、ひずみ量 1 5 % の条件で測定される下記 (4) 式の面内異方性 r (J I S Z 2 2 5 4 : 2 0 0 8) が 0 . 7 0 以下である上記 [1] または [2] に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

$$r = (r_L - 2 r_D + r_T) / 2 \quad \dots (4)$$

ここで、 r_L 、 r_D および r_T は、それぞれ試験片を板面の圧延方向に対し、平行、45°方向および90°方向に採取し測定した r 値(塑性ひずみ比)である。

【発明の効果】

【0021】

本発明によれば、表面凹凸の高さと波長の両方で評価される優れた耐リジグ性を有するフェライト系ステンレス鋼板が、工業的に安定して提供可能となった。この鋼板は加工性や溶接性も良好であり、種々の製品への加工に広く適用可能である。優れた耐リジグ性を活かすことにより加工の設計自由度も拡大できることが期待され、加工製品の意匠性向上に寄与しうる。

【図面の簡単な説明】

【0022】

【図1】本発明例A1(鋼No.1)について、板厚方向に垂直な断面(ND面)のEBSD測定による001逆極点図に基づく結晶方位マップを例示した図。

【図2】本発明例A2(鋼No.1)について、板厚方向に垂直な断面(ND面)のEBSD測定による001逆極点図に基づく結晶方位マップを例示した図。

【図3】比較例B6(鋼No.13)について、板厚方向に垂直な断面(ND面)のEBSD測定による001逆極点図に基づく結晶方位マップを例示した図。

【図4】比較例B23(鋼No.38)について、板厚方向に垂直な断面(ND面)のEBSD測定による001逆極点図に基づく結晶方位マップを例示した図。

【発明を実施するための形態】

【0023】

〔化学組成〕

本明細書において、鋼の化学組成に関する「%」は特に断らない限り「質量%」を意味する。

【0024】

Cは、オーステナイト生成元素であり、熱間圧延中のフェライト結晶粒粗大化防止のために有効である。検討の結果、本発明では0.020%以上のC含有量を必要とする。ただし、C含有量が多くなりすぎると加工性の低下を招く。C含有量は0.150%以下に制限される。0.100%未満であることがより好ましい。

【0025】

Siは、脱酸作用を有する元素であるが、多量に含有すると加工性、靱性が低下する。一方、過度の低Si化は精錬コストの増大に繋がる。Si含有量は0.10~1.00%とする。0.20~0.70%の範囲に管理してもよい。

【0026】

Mnは、オーステナイト生成元素であり、熱間圧延中のフェライト結晶粒粗大化防止のために有効であり、0.10%以上のMn含有量を確保する。0.25%以上とすることがより好ましい。多量のMn含有は加工性、耐食性の低下を招く。Mn含有量は1.00%以下に制限される。

【0027】

Niは、オーステナイト生成元素であり、熱間圧延中のフェライト結晶粒粗大化防止のために有効である。また、靱性や耐食性の向上にも有効である。これらの作用を発揮させるために0.01%以上のNi含有量を確保する。0.05%以上とすることがより好ましい。ただし、過剰なNi含有は原料コストの増大に繋がるので、Ni含有量は0.60%以下とする。0.30%以下の範囲に管理してもよい。

10

20

30

40

50

【0028】

Crは、耐食性の観点から11.00%以上の含有量を確保する必要がある。13.5%以上とすることがより好ましい。ただし、多量のCr含有は加工性低下、靱性低下、コスト増大を招く。Cr含有量は19.00%以下の範囲とする。

【0029】

Nは、オーステナイト生成元素であり、熱間圧延中のフェライト結晶粒粗大化防止のために有効であり、0.010%以上のN含有量を確保する。ただし、N含有量が多くなると加工性が低下しやすい。N含有量は0.050%以下に制限される。0.035%以下であることがより好ましい。

【0030】

Bは、高温でのオーステナイト相を微細分散するとともに、オーステナイト相の分解を早める作用がある。本発明では0.0025%以上のB含有量を確保する必要があり、0.0035%以上とすることがより好ましい。多量のB含有は溶接高温割れを引き起こす要因となるので、0.0100%以下の含有量とする。

【0031】

Alは、オーステナイト相生成温度領域を縮小し、オーステナイト相が安定化する温度を上昇させる作用が大きい。すなわち後述(3)式のAr値上昇への寄与が大きい。この作用により、オーステナイト相が安定に存在できない温度域で仕上熱延を行うに際し、より高温での仕上熱延が可能となり、それによってオーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応が促進される。熱間圧延中にこの分解反応を十分に進行させることが加工性の向上をもたらす。また、AlはNを固定する作用を有し、高純度化にも寄与する。後述のTiもAlと同様の作用を発揮するので、本発明ではAl、Tiの1種以上を含有させる。種々検討の結果、Al添加によって上記作用を十分に得るためには、0.050%以上のAl含有量を確保することが有効である。ただし、Alは強力なフェライト生成元素であり、過剰の添加は高温でのオーステナイト相生成量を必要以上に低下させる要因となるので、Al含有量は0.200%以下に制限される。

【0032】

Tiは、上記Alと同様、オーステナイト相生成温度領域を縮小してオーステナイト相が安定化する温度を上昇させる作用が大きい。すなわち後述(3)式のAr値上昇への寄与が大きい。この作用は上述の通り、熱間圧延時に、オーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応を進行させるうえで有利に機能し、加工性の向上に寄与する。また、TiはN、Cを固定し高純度化にも寄与する。本発明では上述のようにAl、Tiの1種以上を含有させる。種々検討の結果、Ti添加によって上記作用を十分に得るためには、0.050%以上のTi含有量を確保することが有効である。ただし、過剰のTi添加は高温でのオーステナイト相生成量を必要以上に低下させる要因となり、また加工性を低下させる要因にもなるので、Ti含有量は0.180%以下に制限される。

【0033】

Moは、Cr含有鋼の耐食性改善に有効であり、必要に応じて添加することができる。0.01%以上のMo含有量を確保することがより効果的である。過剰のMo含有は加工性低下、コスト増大を招く。Moを添加する場合は0.50%以下の範囲で行うことが望ましく、0.15%以下の範囲に管理してもよい。

【0034】

Cuは、オーステナイト生成元素であり、熱間圧延中のフェライト結晶粒粗大化防止のために有効であることから、必要に応じて添加することができる。0.01%以上のCu含有量を確保することがより効果的である。過剰のCu含有は耐食性や加工性の低下を招く。Cuを添加する場合は0.50%以下の範囲で行うことが望ましく、0.15%以下の範囲に管理してもよい。

【0035】

Nb、Vは、鋼中のCを固定し高純度化するとともにAr値上昇に有効であり、Coは、耐食性、靱性向上や鋼中のC固定による高純度化に有効であることから、必要に応じて

10

20

30

40

50

これらの元素の1種以上を添加することができる。ただし、これらの元素は過剰に添加するとコストの増大や硬質化による加工性の低下を招くため、Nb含有量は0.10%以下、V含有量は0.20%以下、Co含有量は0.10%以下の範囲とすることが望ましい。

【0036】

不可避的不純物として混入するP、Sについては、従来一般的なフェライト系ステンレス鋼と同様、P：0.050%以下、S：0.030%以下の含有量範囲であれば問題ない。

【0037】

下記(1)式により定まるmax値は、1100で等温保持し平衡状態に至った場合のオーステナイト量(体積%)を成分組成から推定する指標である。max値が100以上である場合は、その鋼の最大オーステナイト量は100%であると推定される。

$$\text{max} = 420C - 11.5Si + 7Mn + 23Ni - 11.5Cr - 12Mo + 9Cu - 49Ti - 52Al + 470N + 189 \dots (1)$$

ここで、(1)式の元素記号の箇所には質量%で表される当該元素の含有量が代入され、含有しない元素については0(ゼロ)が代入される。

【0038】

本発明ではmax値が20.0~44.0の範囲に入るように各成分元素の含有量が調整された鋼を使用する。発明者らの研究によれば、フェライトコロニーの粉碎を熱間圧延中に進行させることが、耐リジグ性の顕著な改善に繋がる。maxが20.0を下回る鋼の場合、高温で生じるオーステナイト相の量が少ないために上記のコロニー粉碎効果が十分に享受されない場合がある。一方、max値が44.0を超えるとオーステナイト相の生成量が多くなり、フェライトコロニーの粉碎効果は高まるが、仕上熱延のパス間で加熱処理を行う手法を適用しても、熱間圧延中にオーステナイト相の全部を分解できない場合がある。分解されずに残ったオーステナイト相は、硬質なマルテンサイト相に変態して熱延鋼板中に残存し、加工性低下の要因となり、熱間圧延により耐リジグ性と加工性を一挙に改善することが困難となる。

【0039】

下記(3)式により定まるAr値は、オーステナイト相が安定に存在する温度域から降温した場合のオーステナイト-フェライト変態点(Ar₁変態点)()を成分組成から推定する指標である。

$$Ar = -250C + 73Si - 66Mn - 115Ni + 35Cr + 60Mo - 18Cu + 620Ti + 750Al - 280N + 310 \dots (3)$$

ここで、(3)式の元素記号の箇所には質量%で表される当該元素の含有量が代入され、含有しない元素については0(ゼロ)が代入される。

【0040】

耐リジグ性と加工性を顕著に改善するには、再結晶温度以上Ar₁変態点以下の温度域で仕上熱間圧延を行うことが極めて有効である。Ar₁変態点以下の温度域はオーステナイト相が安定に存在しない温度域であるため、オーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応が促進される。Ar₁変態点が高温であるほど、拡散速度の大きい高温での仕上熱延が可能となり、耐リジグ性の向上だけでなく、生産性の面でも有利となる。(3)式のAr値が870以上に調整された化学組成の鋼を適用することが好ましい。過度に高いAr値に調整する必要はない。Ar値は例えば1100以下、あるいは1050以下の範囲で調整すればよい。

【0041】

〔金属組織〕

本発明のフェライト系ステンレス鋼板は、再結晶したフェライト結晶粒で構成されるマトリックス中に炭化物粒子が分散している金属組織を呈する。マトリックスが十分に再結晶していない場合や、マルテンサイト相が残存する場合は、加工性が悪くなる。この鋼板の板厚は例えば0.4~3.0mmである。

【0042】

10

20

30

40

50

〔結晶方位比率〕

本発明のフェライト系ステンレス鋼板は、表面凹凸（うねり曲線）の高さと波長の両方を加味した厳しい基準で評価される優れた耐リジグ性を呈する。そのような優れた耐リジグ性を呈する鋼板は、前述のようにフェライト結晶コロニーが消失化していることに加え、個々のフェライト結晶粒の方位がランダム化されていることが重要である。そのランダム化の指標として、本発明では下記（２）式により定まる R_{ND} 値を規定する。

$$R_{ND} = S_{111} / (S_{001} + S_{011}) \quad \dots (2)$$

【００４３】

ここで、 S_{001} は、板厚方向に垂直な断面（ND面）についてEBSD（電子線後方散乱回折法）により測定したフェライト結晶の板厚方向結晶方位が、 $\langle 001 \rangle$ 方向から 15° 以内である結晶粒の、当該ND面に占める面積割合である。

S_{011} は、同様にND面についてEBSDにより測定したフェライト結晶の板厚方向結晶方位が、 $\langle 011 \rangle$ 方向から 15° 以内である結晶粒の、当該ND面に占める面積割合である。

S_{111} は、同様にND面についてEBSDにより測定したフェライト結晶の板厚方向結晶方位が、 $\langle 111 \rangle$ 方向から 15° 以内である結晶粒の、当該ND面に占める面積割合である。

EBSDによるND面の測定面積は、無作為に設定した１つまたは複数の視野にて合計 10mm^2 以上とすればよい。

【００４４】

発明者らの検討によれば、うねりの高さや波長の両方で評価される耐リジグ性を改善するためには、上記（２）式の R_{ND} 値が 2.8 以下である結晶方位比率とすることが効果的である。このような冷延焼鈍鋼板は、従来一般的な工程で製造されるフェライト系ステンレス鋼の冷延焼鈍鋼板と比べ、 $\langle 111 \rangle$ 方向が板厚方向に近い方向に向いている結晶粒の割合が小さく、 $\langle 001 \rangle$ 方向や $\langle 011 \rangle$ 方向が板厚方向に近い方向に向いている結晶粒の割合が大きいものである。特に、 R_{ND} 値が 2.0 以下であることがより好ましい。ただし、過度に低い R_{ND} 値としても、それに見合った耐リジグ性の改善効果は小さくなると考えられる。 R_{ND} 値は例えば 1.0 以上の範囲で調整すればよい。低い R_{ND} 値を得るには後述の熱間圧延条件に従うことが有効である。そのうえで更に熱延板焼鈍を行うと、 2.0 以下、あるいは更に 1.8 以下といった特に低い R_{ND} 値に調整することができる。

【００４５】

〔加工性〕

上述のように、本発明に従うフェライト系ステンレス鋼板はマトリックスがフェライト再結晶粒からなる金属組織を有し、良好な加工性を呈する。JIS 13B号引張試験片による圧延方向の破断伸び（JIS Z 2241：2011）は例えば 26.0% 以上である。特に、上述の R_{ND} 値が 1.8 以下であるような極めてランダム化された組織状態にコントロールされた鋼板においては、顕著な耐リジグ性向上効果とともに、圧延方向の破断伸び（JIS Z 2241：2011）が 30.0% 以上という優れた延性を実現することができる。

【００４６】

本発明に従うフェライト系ステンレス鋼板は、面内異方性に関しても良好に維持されており、優れた耐リジグ性との両立が実現できている。具体的には、JIS 13B号引張試験片を用いて標点距離 25mm 、ひずみ量 15% の条件で測定される下記（４）式の面内異方性 r （JIS Z 2254：2008）が 1.10 以下をクリアしており、多くの用途において r 値の面内異方性に起因する問題を生じることなく表面性状の良好な加工製品を得ることができる。

$$r = (r_L - 2r_D + r_T) / 2 \quad \dots (4)$$

ここで、 r_L 、 r_D および r_T は、それぞれ試験片を板面の圧延方向に対し、平行、 45° 方向および 90° 方向に採取し測定した r 値（塑性ひずみ比）である。

【００４７】

また、後述の熱間圧延を施した後、熱延板焼鈍を省略する工程を採用することにより、特に上記 r が 0.70 以下と小さい鋼板を得ることができる。このように r 値の面内異方性が小さい鋼板は、張出しや深絞りの変形要素が大きい加工製品への適用に好適である。

【0048】

〔耐リジグ性〕

本発明に従うフェライト系ステンレス鋼板は、表面凹凸の高さと波長の両方を加味した厳しい基準で評価される優れた耐リジグ性を有する。その具体的評価指標として、下記 (A) で定義されるリジグ指標「 $Wa \times WSm$ 値」を採用することができる。

(A) 長手方向が圧延方向となるように採取された JIS 5 号引張試験片を用いて、平行部での伸び率が 20% となるまで引張ひずみを付与したのち徐荷し、徐荷後の試験片平行部に圧延直角方向の測定ラインを 5mm 間隔で 5 本定め、JIS B0601:2013 に従い、各測定ライン上で基準長さ 20mm の表面プロフィールを測定し、カットオフ値 $f = 8.0 \text{ mm}$ 、 $c = 0.5 \text{ mm}$ として波長成分 0.5 ~ 8.0mm のうねり曲線を定め、5 本の測定ライン毎に上記うねり曲線から算術平均うねり Wa (μm) およびうねり曲線要素の平均長さ WSm (μm) を求め、各測定ラインでの Wa の加算平均値 $Wa_{(AVE)}$ と WSm の加算平均値 $WSm_{(AVE)}$ との積、 $Wa_{(AVE)} \times WSm_{(AVE)}$ を算出する。この試験を 3 本の試験片について行い、計 6 個 (試験片 3 本 \times 両面) の $Wa_{(AVE)} \times WSm_{(AVE)}$ 値の加算平均値を、当該鋼板のリジグ指標である「 $Wa \times WSm$ 値」とする。

【0049】

上記の R_{ND} 値を 2.8 以下とした本発明の鋼板では、 $Wa \times WSm$ 値が 12000 以下となる耐リジグ性を実現できる。このような鋼板は、表面凹凸の高さと波長の両方を加味した厳しい基準での優れた耐リジグ性を有すると評価できる。特に R_{ND} 値を 1.8 以下にコントロールした鋼板では、 $Wa \times WSm$ 値が 8500 以下という非常に優れた耐リジグ性を安定して実現することができる。

【0050】

〔製造工程〕

本発明に従うフェライト系ステンレス鋼板は、例えば以下のような工程によって製造することができる。

鋳片加熱 熱間圧延 (熱延板焼鈍) 冷間圧延 仕上焼鈍

上記のうち「熱延板焼鈍」の工程は、特に優れた耐リジグ性の実現を重視する場合などに選択的に採用することができる。なお、上記工程中には「酸洗」の記載を省略しているが、酸洗は常法に従い適宜実施される。

【0051】

上述の組織状態 (金属組織および結晶方位比率) を得るためには、鋳片加熱と、熱間圧延の工程を工夫する必要がある。また、必要に応じて熱延板焼鈍を行うことができる。それ以外の工程については、従来一般的な条件を適用すればよい。以下、鋳片加熱、熱間圧延、熱延板焼鈍について説明する。

【0052】

〔鋳片加熱〕

熱間圧延前の鋳片加熱は 1050 ~ 1150 の温度範囲で行うことが望ましい。鋳片加熱温度が高すぎると鋳片加熱炉から抽出したときのオーステナイト量が少なくなる。オーステナイト相はフェライト相と比較して硬質であるため、圧延時にはオーステナイト相の量が多いほどフェライト相へのひずみの導入が促進されやすく、フェライト結晶コロニーの消失化に有利となる。したがって、鋳片加熱温度を高くしすぎないことが耐リジグ性向上には有利となる。一方、鋳片加熱温度が低すぎると、変形抵抗が大きくなり圧延負荷が増大する。

【0053】

〔熱間圧延〕

熱間圧延は、粗圧延機と仕上圧延機を用いて行うことができる。仕上圧延機は、熱延鋼

板の最終目標板厚まで圧下することができる熱間圧延機である。以下、粗圧延機で行う熱間圧延を「粗圧延」、仕上圧延機で行う熱間圧延を「仕上熱延」と言う。ここでは仕上熱延を再結晶温度以上、かつ(3)式の A_r 値()で表される温度以下の温度範囲で行うことによって、耐リジグ性と加工性の向上を図る。そのためには、コイラーファーンズを有するリバー式熱延機を使用し、各仕上熱延のパス間において、再結晶温度以上 A_r 値()で表される温度以下で加熱することが極めて有効である。 A_r 値以下の温度域は、オーステナイト相が平衡論的に安定に存在できない温度域に相当する。この温度域で圧下と加熱を繰り返すことによって、オーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応が促進される。また、再結晶温度以上で仕上熱延を終了させることによって、マトリックスは再結晶したフェライト結晶となる。この手法によって、再結晶したフェライト結晶中に炭化物が析出した組織状態の熱延鋼板が得られる。なお、本発明の対象鋼種の再結晶温度は800前後である。そのため、例えば850以上の温度域で仕上熱延を行えば「再結晶温度以上で熱間圧延を行う」という要件を十分に満たすことができる。したがって、仕上熱延での圧延温度およびパス間加熱温度は、例えば850以上かつ(2)式の A_r 値に相当する温度()以下の範囲に管理してもよい。仕上熱延でのトータル圧延率は例えば55~90%、仕上熱延の圧延パス数は例えば5~7パスとすることができる。また、仕上熱延の初パス開始から最終パス終了までの所要時間は、パス間加熱の保持時間を含めて、例えば5~15分の範囲とすることが好ましい。熱延鋼板の板厚は例えば2.0~8.0mmの範囲で調整すればよい。

10

【0054】

20

ここで開示の熱間圧延手法は、熱間圧延時にオーステナイト相を直接、フェライト相と炭化物へ分解させてしまうものである。このようにして得られた熱延鋼板を使用すると、熱間圧延後の焼鈍で炭化物の析出を図る従来一般的な手法と比べ、冷延焼鈍鋼板における結晶方位のランダム化が増大し、うねり曲線の高さに関するパラメータと波長に関するパラメータの積によって評価されるような厳しい基準での優れた耐リジグ性を顕著に向上させることができる。タンデムミルを用いた一般的な仕上熱延では、オーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応を十分に進行させる時間的余裕がない。

【0055】

上述の特許文献1には、パス間加熱を行いながら850以上で仕上熱延を行う手法が開示されている。しかし、 A_1 、 T_i を含有しない鋼を対象としており、850以上の温度域は特許文献1に開示の鋼にとってオーステナイト相が安定して存在する領域に相当すると考えられる。そのため、熱間圧延時にオーステナイト相を直接、フェライト相と炭化物へ分解させてしまうことができない。また、この文献ではBを含有しないNb添加鋼を対象としており、適用鋼種が異なる。特許文献1の技術では本発明で意図する優れた耐リジグ性を実現することは困難である。

30

【0056】

〔熱延板焼鈍〕

必要に応じて熱延板焼鈍を行うことができる。上述の R_{ND} 値が例えば2.0以下、あるいは更に1.8以下といった特に低い値をとるような冷延焼鈍鋼板を得て、上述の $WaxWSm$ 値が例えば8500以下という非常に優れた耐リジグ性を狙う場合は、熱延板焼鈍を行うことが望ましい。長時間のバッチ式焼鈍を行っても構わないが、連続焼鈍酸洗ラインでの短時間の焼鈍でも大きな効果が得られる。バッチ式焼鈍では例えば830以上 A_r 値()で表される温度以下で9~24時間保持する条件が適用できる。連続焼鈍では例えば870以上 A_r 値()で表される温度以下の範囲に定めた所定温度で0~60秒保持する条件が適用できる。保持時間0秒とは、所定の温度に到達したのち直ちに冷却するヒートパターンを意味する。

40

【0057】

一方、上述の $WaxWSm$ 値が例えば12000以下となる優れた耐リジグ性を実現するとともに、 r 値の面内異方性 r の低減をも重視する場合(例えば r を0.70と小さくコントロールしたい場合)には、熱延板焼鈍を省略し、そのまま冷間圧延工程に進

50

めることが有利となることがわかった。本発明で規定する化学組成の鋼に上述の熱間圧延手法を適用することにより、オーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解が十分に進行し、再結晶も促進される。ただし、この段階 (a s h o t) の熱延板は、その後熱延板焼鈍を施した熱延焼鈍鋼板と比べると、熱間圧延に起因するひずみを内部にある程度蓄えている。このひずみを積極的に利用することにより、 r 値の面内異方性を一層効果的に低減することができる。すなわち、熱延板焼鈍を省略した場合には、上記の熱間圧延に起因するひずみに、冷間圧延により導入される加工ひずみが加わった状態で最終的な仕上焼鈍に供されることになる。そのことが、 r 値の面内異方性 r の低減に有利な結晶配向 (上記 R_{ND} 値が 1.8 を超え 2.8 以下) の形成に寄与しているのではないかと推察される。

10

【実施例】

【0058】

表 1 A、1 B に示す鋼を溶製し、連続鋳造スラブ (板厚約 200 mm) を得た。これをスラブ加熱炉で加熱した後、炉から出し、粗圧延および仕上熱延を施し、巻き取ることにより熱延鋼板とした。鑄片 (連続鋳造スラブ) の加熱は、表 2、表 3 中に示した鑄片加熱温度にて、保持時間 120 ~ 300 分の範囲で行った。粗圧延によって板厚 18 ~ 23 mm の粗圧延材としたのち、仕上熱延を行った。仕上圧延機は、比較例 B 23 を除きリバー式であり、ミルの両側に各圧延パス間で鋼板を巻き取って加熱保持する炉 (コイラーファーン) を備えている。仕上熱延の合計パス数は 5 ~ 7 パスとし、各パス間でコイラーファーンにて加熱処理を行った。その加熱温度は表 2、表 3 中に示してある。各パス間での加熱温度は一律とした。比較例 B 23 ではタンデムミルにより仕上熱延を行った。いずれの例においても、仕上熱延の最終パス終了後には熱処理を加えることなく巻き取り、大気中で放冷した。このようにして板厚 2.0 ~ 8.0 mm の熱延鋼板を得た。

20

【0059】

得られた熱延鋼板からサンプルを採取し、圧延方向および板厚方向に平行な断面 (L 断面) の組織観察および硬さ測定を行った。光学顕微鏡による金属組織観察にてフェライト結晶粒が再結晶化しているかどうかを調べ、再結晶化しているものを (再結晶化 : 合格)、それ以外を \times (再結晶化 : 不合格) と評価した。硬さ試験は J I S Z 2244 : 2009 に従って行い、L 断面内に無作為に定めた位置での 10 点の硬さ測定値を平均した値を当該熱延鋼板の硬さとした。フェライト相が再結晶化していても、マルテンサイト相が存在する場合には硬さが高くなる。結果を表 2、表 3 に示す。

30

【0060】

続いて、一部の例では熱延鋼板にバッチ式焼鈍炉または連続焼鈍炉により熱延板焼鈍を施した。熱延板焼鈍の有無あるいは熱延板焼鈍条件は表 2、表 3 中に示してある。次いで、酸洗、冷間圧延、仕上焼鈍 (870 \times 5 秒)、酸洗を順次施し、板厚 0.7 mm の冷延焼鈍鋼板を得た。冷延焼鈍鋼板からサンプルを採取し、以下の調査を行った。

【0061】

〔金属組織〕

L 断面について光学顕微鏡にて金属組織観察を行った。その結果、本発明例の冷延焼鈍鋼板はいずれも、再結晶したフェライト結晶粒で構成されるマトリックス中に炭化物粒子が分散している金属組織を呈していることが確認された。

40

【0062】

〔結晶方位比率〕

板厚方向に垂直な断面 (N D 面) について、T S L 社製 ; 結晶方位解析システム (P E G A S U S 2300) を使用して E B S D (電子線後方散乱回折法) により板厚方向のフェライト結晶方位を測定した。測定面は圧延面を S i C ペーパー (J I S R 6010 : 2000 に規定される粒度 P 180、P 320、P 500 および P 1000) で 0.2 mm 研磨した後バフ研磨仕上げにより平滑に調製した表面とした。無作為に 2 mm \times 2 mm の測定視野を 3 視野選択し、それぞれの視野についてステップサイズ (測定ピッチ) 0.5 μ m で電子線を照射して、001 逆極点図に基づく B C C 結晶方位マップを作成した。

50

結晶方位マップにおいては、フェライト結晶の $\langle 001 \rangle$ 、 $\langle 011 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 方向からそれぞれ 15° 以内である領域が区別できるようにした。上記それぞれの領域の面積を画像解析ソフトウェアにより算出した。各視野での算出結果から、 $\langle 001 \rangle$ 、 $\langle 011 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 方向からそれぞれ 15° 以内である領域の合計面積を求め、それらを前記(2)式に代入することにより R_{ND} 値を定めた。結果を表2、表3に示す。

【0063】

〔耐リジグ性〕

各冷延焼鈍鋼板から長手方向が圧延方向となるようにJIS5号引張試験片を採取した。この試験片に平行部での伸び率が20%となるまで引張ひずみを付与したのち徐荷し、リジグ測定試料とした。リジグ測定試料の平行部に、圧延直角方向(すなわち試験片の長手方向に対して直角方向)の測定ラインを5mm間隔で5本定めた。接触式表面粗さ計(東京精密社製;SURFCOM2900DX)を用いて、JISB0601:2013に従い、各測定ライン上で基準長さ20mmの表面プロフィールを測定し、カットオフ値 $f = 8.0\text{mm}$ 、 $c = 0.5\text{mm}$ として、波長成分 $0.5 \sim 8.0\text{mm}$ のうねり曲線を定めた。 $f = 8.0\text{mm}$ とすることで板反りに起因するうねり成分を除去している。5本の測定ラインについて上記うねり曲線から算術平均うねり $W_a(\mu\text{m})$ およびうねり曲線要素の平均長さ $W_s m(\mu\text{m})$ を求めた。各測定ラインで求めた5個の W_a の加算平均値 $W_a(AVE)$ と、同じく各測定ラインで求めた5個の $W_s m$ の加算平均値 $W_s m(AVE)$ との積、 $W_a(AVE) \times W_s m(AVE)$ を当該測定面におけるリジグ指標値とした。同様の操作を、同じリジグ測定試料の反対側の表面(前記測定面の裏側表面)についても実施し、反対側測定面におけるリジグ指標値を求めた。リジグ測定試料は各冷延焼鈍鋼板につき3本用意し、それぞれの試料の両面について上記リジグ指標値の算出を実施した。このようにして、各冷延焼鈍鋼板につき計6個(試験片3本×両面)のリジグ指標値を求めた。そして、上記6個のリジグ指標値を加算平均することにより、当該冷延焼鈍鋼板のリジグ指標値を定めた。以下、このようにして求めたリジグ指標値を「 $W_a \times W_s m$ 値」と表記する。発明者らの検討によれば、うねりの高さや波長の両方を加味した上記 $W_a \times W_s m$ 値が12000以下であれば、種々の加工製品で意匠性の高い平滑な表面外観が得られる優れた耐リジグ性を呈すると評価することができる。したがって、 $W_a \times W_s m$ 値が12000以下のものを合格と判定した。なかでも、 $W_a \times W_s m$ 値が8500以下のものは非常に優れた耐リジグ性を有すると評価できる。結果を表2、表3に示す。表2、表3には、 $W_a \times W_s m$ 値が8500以下のものに、8500を超え12000以下のものに、それ以外にxを付記した。

【0064】

〔溶接性〕

鋼板表面に、電極1.6mm、溶接電流60A、速度10mm/秒の条件でTIGなめ付け溶接を施し、その溶接部についてカラーチェック(浸透探傷検査)を行った。割れが認められないものを(溶接性;良好)、それ以外をx(溶接性;不良)と判定した。結果を表2、表3に示す。

【0065】

〔加工性〕

(破断伸び)

各冷延焼鈍鋼板からJIS13B号引張試験片を採取し、JISZ2241:2011に従い圧延方向の引張試験を行い、破断後の試験片から破断伸び(%)を測定した。破断伸びが30%以上であるものを(延性;優秀)、26%以上であるものを(延性;良好)、それ以外をx(延性;不良)と判定した。

【0066】

(面内異方性)

各冷延焼鈍鋼板から、長手方向が板面の圧延方向に対し、平行方向(L方向)、 45° 方向(D方向)、 90° 方向(T方向)であるJIS13B号引張試験片を採取し、それらの試験片にJISZ2241:2011に従う引張試験により標点距離25mm、ひ

10

20

30

40

50

ずみ量15%のひずみを付与し、JIS Z 2254:2008に規定されるr値の面内異方性rを前掲の(4)式により求めた。rが0.70以下であるものを(面内異方性;優秀)、0.70を超え1.10以下であるものを(面内異方性;良好)、それ以外をx(面内異方性;不良)と判定した。

これらの結果を表2、表3に示す。

【0067】

【表1A】

表1A

鋼 No.	化学組成 (質量%)													Ar値	γ max	区分	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Ti	N	B				その他
1	0.056	0.52	0.79	0.029	0.0037	16.1	0.12	0.05	0.04	0.117	-	0.027	0.0058	-	36.3	913	発明 対象鋼
2	0.054	0.51	0.76	0.026	0.0042	16.3	0.14	0.04	0.05	-	0.130	0.024	0.0049	-	31.6	914	
3	0.063	0.52	0.73	0.031	0.0027	14.9	0.18	0.03	0.05	0.198	0.147	0.021	0.0056	-	39.4	1021	
4	0.108	0.52	0.64	0.028	0.0049	17.2	0.12	0.02	0.09	0.185	-	0.012	0.0062	-	32.9	1007	
5	0.026	0.49	0.89	0.033	0.0033	15.7	0.22	0.09	0.02	-	0.152	0.024	0.0078	-	29.4	892	
6	0.072	0.51	0.88	0.024	0.0034	18.4	0.23	0.04	0.06	0.082	0.079	0.035	0.0044	-	21.2	992	
7	0.041	0.45	0.62	0.032	0.0042	13.8	0.12	0.02	0.04	0.175	0.092	0.014	0.0054	-	42.1	947	
8	0.059	0.55	0.81	0.019	0.0041	16.3	0.14	0.04	0.04	0.132	-	0.021	0.0026	-	31.8	931	
9	0.058	0.54	0.77	0.032	0.0062	16.1	0.11	0.03	0.05	0.094	-	0.028	0.0095	-	37.9	900	
10	0.045	0.56	0.78	0.028	0.0038	16.3	0.12	-	0.05	0.126	0.064	0.021	0.0065	-	21.8	976	
11	0.068	0.50	0.81	0.029	0.0035	16.5	0.23	0.08	-	0.084	-	0.029	0.0039	-	43.0	881	
12	0.050	0.47	0.82	0.026	0.0041	16.1	0.10	0.04	0.04	0.061	-	0.020	0.0045	-	33.6	872	
13	0.056	0.49	0.77	0.026	0.0038	16.1	0.12	0.02	0.03	0.103	-	0.018	0.0052	Nb: 0.083	32.8	904	
14	0.059	0.53	0.83	0.028	0.0039	16.7	0.17	0.04	0.02	-	0.113	0.021	0.0061	V: 0.112	29.8	909	
15	0.051	0.55	0.79	0.022	0.0044	16.2	0.13	0.03	0.02	0.091	-	0.023	0.0055	Co: 0.031	32.4	900	
16	0.061	0.58	0.78	0.019	0.0033	16.1	0.11	0.02	0.04	0.081	-	0.012	0.0052	Nb: 0.063 V: 0.121	31.9	896	

【0068】

10

20

30

40

【表 1 B】

表 1B

鋼 No.	化学組成 (質量%)													Ar値	区分		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Ti	N	B			その他	
21	0.048	0.52	0.77	0.021	0.0024	16.1	0.12	0.05	0.02	0.108	-	0.023	-	-	31.6	910	比較鋼
22	0.053	0.59	0.75	0.029	0.0031	16.2	0.12	0.03	0.04	-	0.104	0.021	0.0016	-	30.7	904	
23	0.054	0.51	0.79	0.028	0.0032	16.2	0.18	0.02	0.03	0.091	-	0.021	0.0123	-	34.1	892	
24	0.078	0.48	0.82	0.031	0.0041	16.1	0.24	0.04	0.05	-	-	0.038	0.0047	-	60.0	799	
25	0.073	0.45	0.91	0.026	0.0051	16.1	0.19	0.04	0.03	0.012	-	0.033	0.0039	-	55.0	807	
26	0.067	0.47	0.81	0.031	0.0032	16.3	0.21	0.03	0.07	0.011	0.019	0.029	0.0034	-	46.3	836	
27	0.059	0.59	0.74	0.03	0.0038	16.4	0.17	0.04	0.05	-	0.316	0.016	0.0057	-	19.3	1038	
28	0.061	0.51	0.84	0.034	0.0034	16.3	0.21	0.04	0.04	0.225	0.215	0.014	0.0038	-	16.2	1123	
29	0.198	0.49	0.69	0.028	0.0048	18.7	0.19	0.03	0.05	0.092	-	0.028	0.0046	-	68.7	947	
30	0.058	1.72	0.71	0.033	0.0032	16.4	0.12	0.02	0.02	0.145	-	0.031	0.0055	-	19.7	1035	
31	0.063	0.59	2.21	0.025	0.0044	15.1	0.16	0.06	0.01	-	0.146	0.029	0.0033	-	61.1	783	
32	0.069	0.49	0.82	0.035	0.0028	10.8	0.21	0.05	0.02	0.167	-	0.018	0.0044	-	98.7	749	
33	0.074	0.51	0.86	0.023	0.0021	19.8	0.28	0.04	0.06	0.061	0.052	0.034	0.0034	-	8.9	1004	
34	0.060	0.05	0.79	0.027	0.0038	16.3	0.96	0.04	0.04	0.052	0.079	0.027	0.0062	-	59.8	789	
35	0.065	0.55	0.81	0.039	0.0034	16.1	0.21	1.57	0.04	0.072	-	0.024	0.0041	-	56.5	841	
36	0.062	0.57	0.76	0.032	0.0032	16.7	0.19	0.05	2.02	-	0.086	0.023	0.0050	-	8.9	1016	
37	0.055	0.54	0.81	0.027	0.0029	16.2	0.14	0.03	0.02	0.155	-	0.135	0.0049	-	83.9	912	
38	0.063	0.49	0.32	0.028	0.0022	16.45	0.11	0.03	0.02	0.063	0.007	0.012	-	-	27.5	921	

下線:本発明規定範囲外

【 0 0 6 9 】

10

20

30

40

【 表 2 】

表2

例 No.	鋼 No.	鑄片 加熱温度 (°C)	仕上熱延 のパス間 加熱温度 (°C)	熱延鋼板		熱延板 焼鈍	(3)式 R _{ND} 値	冷延焼鈍鋼板			区分			
				再結晶化	硬さ (HV)			耐リジニング性 Wa × WSm値	溶接性	加工性				
										延性 破断伸び (%)		延性 評価	r値の 面内異方性 Δr	r値の 面内異方性 評価
A1	1	1080	870	○	174	なし	2.6	10456	○	28.7	○	0.53	◎	本発明例
A2	1	1080	870	○	174	870°C × 10s	1.4	5279	◎	31.1	◎	0.81	○	本発明例
A3	2	1090	880	○	171	830°C × 9h	1.5	8092	◎	32.3	◎	0.92	○	本発明例
A4	3	1120	920	○	178	870°C × 10s	1.4	6993	◎	31.2	◎	0.89	○	本発明例
A5	4	1060	900	○	172	なし	2.3	10971	○	29.1	○	0.61	◎	本発明例
A6	5	1100	860	○	169	なし	2.4	10518	○	27.9	○	0.55	◎	本発明例
A7	6	1080	880	○	167	なし	2.7	11582	○	29.5	○	0.59	◎	本発明例
A8	7	1110	910	○	178	830°C × 9h	1.3	7046	◎	30.3	◎	1.01	○	本発明例
A9	8	1090	900	○	172	なし	2.3	10213	○	29.2	○	0.63	◎	本発明例
A10	9	1060	870	○	173	870°C × 10s	1.3	6952	◎	31.6	◎	1.04	○	本発明例
A11	10	1140	930	○	166	なし	2.7	11794	○	29.9	○	0.52	◎	本発明例
A12	11	1090	870	○	177	870°C × 10s	1.4	7128	◎	30.8	◎	0.94	○	本発明例
A13	12	1100	860	○	171	なし	2.1	9957	○	28.7	○	0.61	◎	本発明例
A14	13	1110	880	○	174	なし	2.2	10231	○	29.2	○	0.57	◎	本発明例
A15	14	1100	870	○	168	870°C × 10s	1.6	7357	◎	30.7	◎	0.98	○	本発明例
A16	15	1130	890	○	171	なし	2.3	8992	○	28.9	○	0.55	◎	本発明例
A17	16	1070	860	○	173	なし	2.1	9034	○	28.2	○	0.62	◎	本発明例

【 0 0 7 0 】

10

20

30

40

【 表 3 】

表3

例 No.	鋼 No.	鑄片 加熱温度 (°C)	仕上熱延 のパス間 加熱温度 (°C)	熱延鋼板		熱延板 焼鈍	冷延焼鈍鋼板			区分					
				再結晶化	硬さ (HV)		(3)式 R _{ND} 値	耐リジニング性 Wa × WSm値	溶接性		延性 破断伸び (%)	加工性 r値の 面内異方性 Δr	評価		
B1	1	1010	750	×	191	なし	2.9	14575	×	○	25.3	×	0.94	○	比較例
B2	1	1230	870	○	182	なし	3.1	18321	×	○	28.3	○	1.03	○	比較例
B3	1	1130	950	○	221	なし	2.2	11222	○	○	25.1	×	0.72	○	比較例
B4	2	1240	930	○	217	なし	1.9	19013	×	○	24.3	×	0.77	○	比較例
B5	3	1110	690	×	205	なし	3.3	19589	×	○	25.2	×	0.86	○	比較例
B6	21	1140	880	○	173	なし	3.5	26816	×	○	29.2	○	1.12	×	比較例
B7	22	1080	870	○	172	なし	3.8	29523	×	○	29.7	○	1.02	○	比較例
B8	23	1070	860	○	178	なし	2.1	10213	○	×	28.9	○	0.99	○	比較例
B9	24	1130	860	○	235	なし	2.4	11524	○	○	25.8	×	0.79	○	比較例
B10	25	1090	850	○	216	なし	2.2	11159	○	○	24.7	×	0.88	○	比較例
B11	26	1100	890	○	204	なし	2.8	12053	×	○	24.5	×	1.03	○	比較例
B12	27	1120	910	○	173	なし	3.9	30710	×	○	29.2	○	1.21	×	比較例
B13	28	1070	820	○	170	なし	4.5	38191	×	○	29.8	○	1.14	×	比較例
B14	29	1100	880	○	285	なし	1.8	8912	○	○	21.2	×	0.72	○	比較例
B15	30	1110	900	○	243	なし	3.6	27512	×	○	21.9	×	1.16	×	比較例
B16	31	1150	880	○	239	なし	1.9	9879	○	○	23.5	×	0.71	○	比較例
B17	32	1120	860	○	261	なし	1.9	8592	○	○	20.2	×	0.73	○	比較例
B18	33	1130	890	○	171	なし	4.7	44678	×	○	28.9	○	1.23	×	比較例
B19	34	1090	880	○	249	なし	2.1	10513	○	○	25.3	×	0.84	○	比較例
B20	35	1070	860	○	204	なし	2.2	11540	○	○	24.8	×	0.92	○	比較例
B21	36	1080	870	○	194	なし	4.6	40915	×	○	26.1	○	1.24	×	比較例
B22	37	1110	860	○	292	なし	1.7	9417	○	○	20.2	×	0.73	○	比較例
B23	38	1230	-	×	221	なし	3.1	23287	×	○	27.4	○	1.12	×	比較例

【 0 0 7 1 】

本発明例のものはいずれも、仕上熱延において、オーステナイト相が安定に存在しない

10

20

30

40

50

温度域（ A_r 値よりも低い温度域）でパス間加熱を行いながら圧延を行うことにより、熱間圧延時にオーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応を十分に促進させたものである。それらの熱延鋼板に由来する冷延焼鈍鋼板では（2）式で表される結晶方位比率 R_{ND} 値が低く、フェライト結晶方位のランダム化が進んでいる。その結果、優れた耐リジグ性が得られた。これらはいずれも、延性および r 値の面内異方性についても良好であり、厳しい評価基準での耐リジグ性と、加工性との両立が実現されている。また、熱延板焼鈍を施した例では R_{ND} 値が非常に低く、それに伴い耐リジグ性はより一層改善されている。熱延板焼鈍を省略した例では r 値の面内異方性の改善効果が大きい。

【0072】

比較例 B 1、B 5 は仕上熱延のパス間加熱温度が低いので、熱間圧延中にオーステナイト相からフェライト相と炭化物への分解反応、および再結晶化を十分に成し遂げることができず、耐リジグ性の改善が不十分であった。また、分解しきれなかったオーステナイト相は熱延鋼板中にマルテンサイト相として残存し、その後の冷間圧延、焼鈍によっても加工性を十分に改善することができなかった。B 2 は鑄片加熱温度が高いので仕上熱延に供する粗圧延材のオーステナイト量が少なく、仕上熱延では硬質なオーステナイト相の共存に起因するフェライト相へのひずみ導入効果が少なかった。そのため、フェライト結晶コロニーの消失化が不十分となり、耐リジグ性に劣った。B 3 は仕上熱延でのパス間加熱をオーステナイト相安定温度域（ A_r 値より高い温度）まで引き上げた例である。この場合、仕上熱延温度が高いのでフェライト結晶コロニー消失化および仕上熱延でのフェライト相再結晶化が進み、耐リジグ性の改善効果は得られた。しかし、仕上熱延時に分解しきれなかったオーステナイト相が熱延鋼板中にマルテンサイト相として残存し、その後の冷間圧延、焼鈍によっても加工性を十分に改善することができなかった。B 4 は鑄片加熱温度が高く抽出時のオーステナイト相が少量であったためフェライトコロニーの粉碎が促進せず、耐リジグ性が悪かった。また、仕上熱延でのパス間加熱温度が A_r 値より高かったため、熱延鋼板中にマルテンサイト相が残存し、加工性が低下した。

【0073】

B 6 は B を含有せず、B 7 は B 含有量が低いものである。これらはいずれも鑄片加熱時にオーステナイト相の微細分散化が不十分となり、冷延焼鈍鋼板においてはフェライト結晶の配向性が十分に解消されず R_{ND} 値が大きかった。その結果、耐リジグ性に劣った。B 6 では r 値の面内異方性も大きかった。B 8 は B 含有量が高いため溶接高温割れを生じた。B 9、B 10、B 11、B 14、B 16、B 17、B 19、B 20、B 22 はいずれも \max 値が高いのでオーステナイト相の共存量が多い状態での熱間圧延となり、フェライト結晶コロニーの消失化の効果が大きかったので耐リジグ性の改善効果は認められた。しかし、これらはマルテンサイト相が残存し、良好な加工性との両立が達成されなかった。B 12、B 13、B 15、B 18、B 21 はいずれも \max 値が低いのでオーステナイト相の共存量が少ない状態での熱間圧延となり、耐リジグ性の改善が不十分であった。また、 r 値の面内異方性の改善も不十分であった。このうち B 15 は Si 含有量が高いので加工性も悪かった。B 23 は一般的なタンデムミルによる仕上熱延工程を採用したものである。この場合、仕上熱延での再結晶温度以上での鋼板加熱および保持が不可能であり、フェライト相の再結晶化を圧延中に十分に進行させることが困難であったため、フェライト相が再結晶化することなく粗大なバンド状組織を呈していた。その結果、冷延焼鈍鋼板においてフェライト結晶方位のランダム化が不十分となり、耐リジグ性に劣った。また、 r 値の面内異方性も大きかった。

【0074】

参考のため、図 1～図 4 に、それぞれ本発明例 A 1（鋼 No. 1）、本発明例 A 2（鋼 No. 1）、比較例 B 6（鋼 No. 13）、比較例 B 23（鋼 No. 38）について、板厚方向に垂直な断面（ND 面）の EBSD 測定による 001 逆極点図に基づく結晶方位マップを例示する。これらの結晶方位マップは、フェライト結晶の板厚方向結晶方位が $\langle 111 \rangle$ 方向から 15° 以内である領域を黒、フェライト結晶の板厚方向結晶方位が $\langle 001 \rangle$ 方向から 15° 以内である領域および $\langle 011 \rangle$ 方向から 15° 以内である領域をグレ

10

20

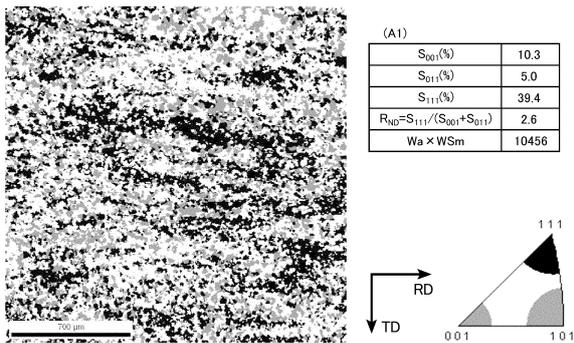
30

40

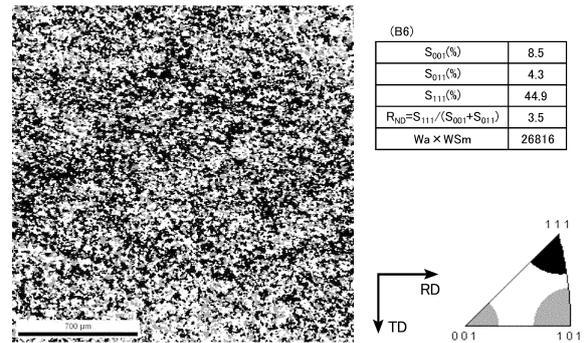
50

一、それ以外の領域を白で表示したものである。図中のスケールは700 μm長さである。黒の領域の面積をグレーの領域の面積で除した値が上述(2)式の R_{ND} 値に相当する。図中には(2)式右辺の S_{001} 、 S_{011} および S_{111} の値を併記した。本発明例のもの(図1、図2)は、比較例のもの(図3、図4)と比べ、グレーの領域の面積割合が減少するとともに黒の領域の面積割合増加している。すなわち、本発明例のものはフェライト結晶の方位(配向性)がランダム化していることがわかる。

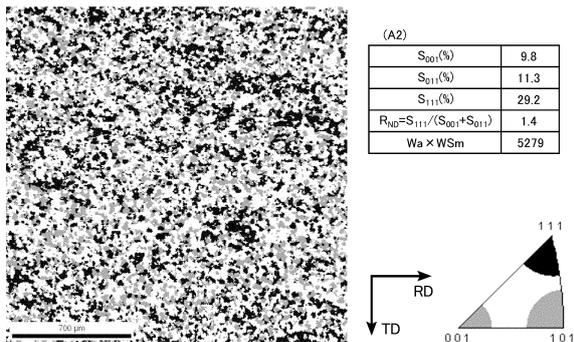
【図1】



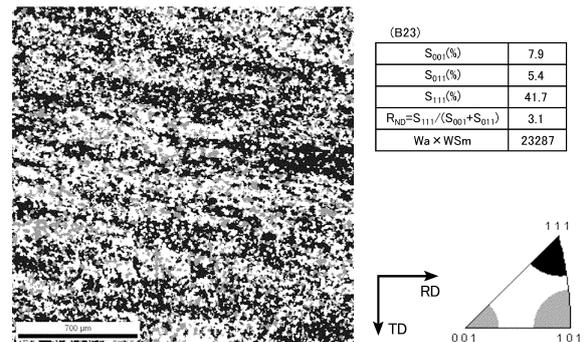
【図3】



【図2】



【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 溝口 太一郎
東京都千代田区丸の内三丁目4番1号 日新製鋼株式会社内

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開平10-280047(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 9/46 - 9/48