

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2014-189802

(P2014-189802A)

(43) 公開日 平成26年10月6日(2014.10.6)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z	4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 Q	

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号	特願2013-63421 (P2013-63421)	(71) 出願人	714003416
(22) 出願日	平成25年3月26日 (2013. 3. 26)		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
		(72) 発明者	末次 輝彦
			山口県周南市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社内
		(72) 発明者	松林 弘泰
			山口県周南市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社内
		(72) 発明者	中村 定幸
			山口県周南市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社内
		(72) 発明者	広田 龍二
			山口県周南市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社内

最終頁に続く

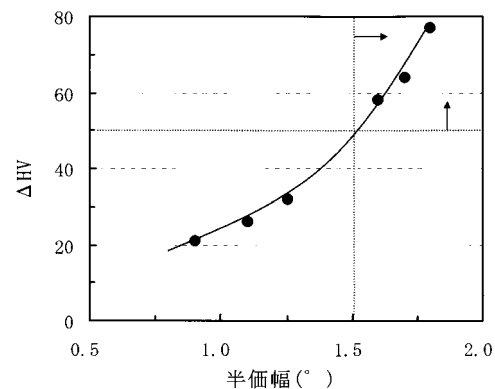
(54) 【発明の名称】 時効硬化特性に優れた低Niオーステナイト系ステンレス鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 NiおよびMnを必要最小限の含有量に抑制しつつ、高強度用300系ステンレス鋼が適用される用途に使用可能な時効硬化能が高い低Niオーステナイト系ステンレス鋼板を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.03~0.30%、Si:1.50%以下、Mn:2.0~5.0%、P:0.06%以下、S:0.005%以下、Ni:1.0~4.0%、Cr:15.0~19.0%、Cu:1.0~3.5%、N:0.03~0.30%、Sn:0.02%、B:0.001~0.010%を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、任意の部位の表面硬さが400HV以上で、加工誘起マルテンサイト量が10%以上であり、ターゲットCoにて40kV、200mAでX線解析をした場合、加工誘起マルテンサイト相の結晶方位(211)での半価幅が1.5°以上であることを特徴とする時効硬化特性に優れた低Niオーステナイト系ステンレス鋼板。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】**【請求項 1】**

質量 % で、

C : 0 . 0 3 ~ 0 . 3 0 % 以下

Si : 1 . 5 0 % 以下

Mn : 2 . 0 ~ 5 . 0 % 以下

P : 0 . 0 6 % 以下

S : 0 . 0 0 5 % 以下

Ni : 1 . 0 ~ 4 . 0 % 以下

Cr : 1 5 . 0 ~ 1 9 . 0 % 以下

Cu : 1 . 0 ~ 3 . 5 % 以下

N : 0 . 0 3 ~ 0 . 3 0 % 以下

Sn : 0 . 0 2 % 以下

B : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 % 以下

を含み、残部が実質的に Fe および不可避免の不純物からなり、任意の部位の表面硬さが 400HV 以上で、加工誘起マルテンサイト量が 10% 以上であり、ターゲット Co にて 40kV, 200mA で X 線解析をした場合、加工誘起マルテンサイト相の結晶方位 (211) での半価幅が 1.5° 以上であることを特徴とする時効硬化特性に優れた低 Ni オーステナイト系ステンレス鋼板。

10

【請求項 2】

20

400 以上 60 分の範囲で時効処理を施した時の時効処理前後の硬さの差が 50HV 以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の時効硬化特性に優れた低 Ni オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項 3】

請求項 1 の成分範囲からなる鋼の焼鈍材を冷間圧延率 40% 以上で圧延し、その後 400 以上 60 分の範囲で時効処理を施すことを特徴とする低 Ni オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】**【技術分野】**

30

【0001】

本発明は、Ni および Mn を必要最小限の含有量に抑制しつつ、高強度用 300 系ステンレス鋼が適用される用途に使用可能な時効硬化能が高い低 Ni オーステナイト系ステンレス鋼板に関する。

【背景技術】**【0002】**

従来、高強度が求められる用途には加工硬化型や析出硬化型高強度ステンレス鋼があり、加工硬化型高強度ステンレス鋼としては、SUS301 の調質圧延材等が使用されている。その後成形加工され強度上昇のため時効処理が施される。また、最近では以下の特許文献 1 ~ 3 に記されるような Ni に代わるオーステナイト形成元素として 5% 以上の Mn を含有させた 200 系ステンレス鋼が 300 系ステンレス鋼の代替材として提供されつつある。また、特許文献 4 のように多量の Mn を含有しない Ni を節減したオーステナイト系ステンレス鋼の技術も提示されている。それら SUS301 および SUS304 に代表される加工硬化型の準安定オーステナイト系ステンレス鋼は、冷間加工により高強度が得られ高強度ステンレスばね用素材として多用されている。

40

【0003】

特許文献 1 ~ 3 のような多量の Mn を含有する技術では、鋼板の表面品質が低下し、焼鈍酸洗性や光輝焼鈍などの生産性を損ない、Ni を低減したにも関わらずこれらの生産性低下によりその効果が総コスト面で相殺されてしまうという問題がある。また、特許文献 4 は多量の Mn を含有しないが、時効硬化能が不足している鋼もあるという問題がある。

50

【 0 0 0 4 】

これまでに、Niを節減した高強度オーステナイト系ステンレス鋼の用途例として、特許文献5～7に示す技術が提示されている。特許文献5ではリサイクル性、表面品質に起因する生産性、および素材特性面では耐食性と加工性に優れたステンレス鋼、特許文献6は優れた曲げ加工性を発現し、高強度ステンレス製ばねとして必須とされる耐へたり性および耐食性をも兼備するばね用ステンレス鋼を、特許文献7は優れた深絞り性、張出し性を発現し、トラックをはじめとする自動車の車体、構造部材や補強材などが開示されている。

しかし、これらの技術はいずれも時効硬化能が不足している鋼もあるという問題がある

10

【 先行技術文献 】

【 特許文献 】

【 0 0 0 5 】

【 特許文献 1 】 特許 4 6 0 6 1 1 3 号 公 報

【 特許文献 2 】 特許 4 3 3 1 7 3 1 号 公 報

【 特許文献 3 】 特許 4 1 1 6 1 3 4 号 公 報

【 特許文献 4 】 特許 4 3 2 7 0 3 0 号 公 報

【 特許文献 5 】 特許 5 0 1 4 9 1 5 号 公 報

【 特許文献 6 】 特許 5 0 9 1 7 3 2 号 公 報

【 特許文献 7 】 特許 5 0 9 1 7 3 3 号 公 報

20

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 0 6 】

本発明は、上記特許文献記載の鋼材では解決し得なかった、低Niオーステナイト系ステンレス鋼の時効硬化能を高めることを課題とするものである。

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 0 7 】

本発明者らは、種々の成分範囲の鋼を素材として調質圧延後に時効処理が施される要件について種々検討した結果、成分規定範囲に加えて材料の圧延率を調整し、時効処理条件を制御することにより時効硬化能が高い低Niオーステナイト系ステンレス鋼板が提供できることを見出した。

30

【 0 0 0 8 】

上記課題は、質量%で、C：0.03～0.30%以下、Si：1.50%以下、Mn：2.0～5.0%、P：0.06%以下、S：0.005%以下、Ni：1.0～4.0%、Cr：15.0～19.0%、Cu：1.0～3.5%、N：0.03～0.30%、Sn：0.02%以下、B：0.001～0.010%を含み、残部が実質的にFeおよび不可避免的不純物からなり、任意の部位の表面硬さが400HV以上で、加工誘起マルテンサイト量が10%以上であり、ターゲットCoにて40kV、200mAでX線解析をした場合、加工誘起マルテンサイト相の結晶方位(211)での半価幅が1.5°以上であることを特徴とするあるいは、400以上600分の範囲で時効処理を施した時の時効処理前後の硬さの差が50HV以上であることを特徴とする低Niオーステナイト系ステンレス鋼板あるいは、焼鈍材を冷間圧延率40%以上で圧延し、その後400以上600分の範囲で時効処理を施すことを特徴とする低Niオーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法により達成される。

40

【 発明の効果 】

【 0 0 0 9 】

本発明によれば、Ni含有量を節減しつつもMn含有量の多量添加を回避し、時効硬化特性に優れた低Niオーステナイト系ステンレス鋼板が提供される。この鋼板を用いて製造加工される製品は、素材が300系ステンレス鋼である高強度用途に使用できる。

【 図面の簡単な説明 】

50

【 0 0 1 0 】

【 図 1 】 半価幅と時効処理前後の $\Delta H V$ の関係を示す。

【 図 2 】 冷間圧延率 4 0 % の圧延材における M n 含有量と加工誘起マルテンサイト相の結晶方位 (2 1 1) の半価幅の関係を示す。

【 図 3 】 冷間圧延率と半価幅の関係を示す。

【 発明を実施するための形態 】

【 0 0 1 1 】

本発明者らは、時効処理前後の $\Delta H V$ と材料の半価幅が密接に関連しており、成分範囲と材料の圧延率を調整することにより半価幅を増加させ、 $\Delta H V$ を増大できることを見出した。

10

【 0 0 1 2 】

図 1 に半価幅と時効処理前後の $\Delta H V$ の関係を示す。 $\Delta H V$ とは、時効処理前後の硬度差を示したものである。半価幅は、ターゲット C o にて 4 0 k V , 2 0 0 m A で X 線解析をし、加工誘起マルテンサイト相の結晶方位 (2 1 1) で測定し、強度の半分における幅値を測定した。 $\Delta H V$ は、半価幅の増加にともない増加し、半価幅 1 . 5 ° 以上で $\Delta H V$ 5 0 以上得られることがわかる。

【 0 0 1 3 】

半価幅 1 . 5 ° 以上を得るには、成分範囲と冷間圧延率を制御する必要がある。図 2 に冷間圧延率 4 0 % の圧延材における M n 含有量と加工誘起マルテンサイト相の結晶方位 (2 1 1) の半価幅の関係を示す。M n 含有量の増加にともない半価幅が増加し、M n 含有量 2 . 0 質量 % 以上で半価幅が、1 . 5 ° 以上得られることがわかる。M n が半価幅を増大させる要因については不明であるが、M n による N 固溶量の増大あるいは、積層欠陥エネルギーの低下が寄与しているものと考えられる。

20

【 0 0 1 4 】

図 3 に冷間圧延率と半価幅の関係を示す。本発明鋼の実施例 A 1 で、冷間圧延率 4 0 % 以上でマルテンサイト相の結晶方位 (2 1 1) での半価幅が 1 . 5 ° 以上得られた。一方、比較鋼の実施例 B 5 では、冷間圧延率 4 0 % 以上でもマルテンサイト相の結晶方位 (2 1 1) での半価幅が 1 . 5 ° 以上得られない。

【 0 0 1 5 】

以下、本発明鋼に含まれる合金成分ならびに含有範囲限定理由について説明する。C、N は、オーステナイト生成元素であり、加工誘起マルテンサイト相を固溶強化するためまた、時効硬化能を発現するために有用な元素である。これらの元素の含有量が少なすぎると δ フェライト相の生成量が増大し、熱間加工性が低下する。C、N とともに 0 . 0 3 質量 % を越える含有量を確保することが強度を得るために重要である。一方、C、N の含有量が多くなりすぎると過度に硬質化し、加工性を阻害する要因となるため、C、N 含有量は上限を 0 . 3 0 質量 % に規定した。

30

【 0 0 1 6 】

S i は、製鋼での脱酸に有用な元素であるとともに、固溶強化に寄与する元素である。1 . 5 質量 % を越えて過剰に含有させると鋼が硬質化し加工性を損なう要因となる。また、S i はフェライト生成元素であるため、過剰添加は高温域での δ フェライト相の多量生成を招き、熱間加工性を阻害する。したがって、S i 含有量は 1 . 5 質量 % 以下に規定した。

40

【 0 0 1 7 】

M n は N i に比べて安価で、N i の機能を代替できる有用なオーステナイト形成元素である。また、N の固溶量を増加させ、時効硬化能を発現させるためにも有能な元素である。上述したように圧延材の加工誘起マルテンサイト相の半価幅を増加させ、時効硬化能を向上させるために 2 . 0 % 以上の M n 含有量を確保する必要がある。一方、M n 含有量が過剰となると、表面性状に起因する生産性の低下ならびに M n S などの介在物生成に起因する加工性低下や耐食性低下を引き起こす要因となる。このため、M n 含有量は上限を 5 . 0 質量 % に規定した。

50

【 0 0 1 8 】

PおよびSは不可避的不純物として混入するが、その含有量は低いほど望ましく、加工性その他の材料特性や製造性に多大な悪影響を与えない範囲として、Pについては0.06質量%以下、Sは0.005質量%以下に規定した。

【 0 0 1 9 】

Niはオーステナイト系ステンレス鋼に必須の元素である。良好な熱間加工性を得るには、例えば1200の加熱温度で γ 単相となるようにNi量を含む必要があり、その下限は1.0質量%である。本発明ではコスト低減の観点からNi含有量を極力低く抑える成分設計を行っており、上限を4.0質量%に規定した。

【 0 0 2 0 】

Crはステンレス鋼の耐食性を担保する不動態皮膜の形成に必須の元素である。本発明では、耐食性を十分に確保する上で、Cr含有量の下限を15.0質量%とした。ただし、Crはフェライト生成元素であるため、過度のCr含有により熱延前加熱温度が($\gamma + \delta$)2相域となり、加熱後も δ フェライトの多量生成を招き熱間加工性を損なう要因となるため、好ましくない。したがって、Cr含有量は上限を19.0質量%に規定した。

【 0 0 2 1 】

Cuはオーステナイト生成元素であることから、Cu含有量の増加に応じてNi含有量の設定自由度が拡大し、Niを抑制した成分設計が容易になる。時効硬化能を向上させるために1.0%以上のCu含有量を確保する必要がある。ただし、3.5質量%を越える多量のCu含有は熱間加工性を阻害しやすい。このため、Cu含有量は1.0~3.5質量%に規定した。

【 0 0 2 2 】

Snは不可避的不純物として混入する可能性があるが、Cuを含有している鋼では低融点化合物のCu-Sn相を生成して熱間加工性を著しく低下させる。したがって、Sn含有量の上限を0.02質量%に規定した。

【 0 0 2 3 】

Bは熱間加工性や軟質化を改善するために添加させる元素であり、0.001質量%以上の添加により安定した効果が得られる。ただし、過剰に添加するとBの化合物が析出し、熱間加工性を劣化させるのでその上限を0.010質量%に規定した。

【 0 0 2 4 】

本発明鋼は、一般的なオーステナイト系ステンレス鋼板の製造プロセスにより製造可能である。具体的には、成分調整された溶鋼を連続鋳造またはバッチ式で鋳造し、得られた鋳造スラブを加熱した後抽出して、連続熱間圧延機またはリバー式熱間圧延機にて熱間圧延する手法が採用できる。熱間圧延以降の中間焼鈍あるいは仕上焼鈍は1050~1100の範囲で行うことが望ましい。また、仕上焼鈍後は目標硬さに応じた調質圧延が施され、例えば板厚0.1~3.0mmの調質圧延鋼板とすることができる。その後、形状矯正や前述の時効温度範囲における連続時効処理が適宜実施されてもよい。

【 実施例 】

【 0 0 2 5 】

表1の組成をもつ各種ステンレス鋼を溶製した。表1において、A1~A5が本発明で規定する化学成分を有する本発明鋼、B1~B5が比較鋼である。比較鋼の下線部の化学成分含有量が本発明で規定する範囲を外れる。

【 0 0 2 6 】

10

20

30

40

【表 1】

区分	鋼 No.	化学成分 (質量%)										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	N	Sn	B
本発明 鋼	A1	0.082	0.78	3.74	0.029	0.003	2.72	16.47	3.24	0.122	0.005	0.002
	A2	0.063	0.84	3.72	0.040	0.002	3.84	16.42	3.24	0.081	0.006	0.001
	A3	0.138	0.34	2.39	0.045	0.004	1.64	16.50	3.31	0.099	0.004	0.002
	A4	0.118	0.81	2.81	0.025	0.002	2.72	16.37	2.83	0.122	0.005	0.003
	A5	0.086	0.50	4.89	0.027	0.005	2.12	17.21	2.28	0.165	0.007	0.002
比較鋼	B1	0.112	0.59	<u>1.19</u>	0.037	0.002	3.59	16.27	<u>0.95</u>	0.050	0.006	0.002
	B2	0.041	0.57	<u>0.62</u>	0.028	0.001	1.92	16.33	<u>3.85</u>	0.101	0.015	0.004
	B3	0.061	0.52	<u>0.78</u>	0.037	0.006	<u>8.04</u>	18.22	<u>0.30</u>	0.034	<u>0.022</u>	0.003
	B4	0.108	0.57	<u>0.98</u>	0.032	0.004	<u>7.19</u>	17.06	<u>0.21</u>	<u>0.022</u>	0.007	0.004
	B5	0.090	0.88	<u>0.72</u>	0.025	0.002	<u>6.64</u>	16.39	<u>0.22</u>	0.032	0.006	0.002

下線:本発明規定範囲外

【0027】

本発明鋼 A 1 ~ A 5 および比較鋼 B 1 ~ B 5 について、冷延鋼板の素材作製を行った。各鋼とも 100 kg の鋼塊を得た後に、抽出温度 1230 で熱間圧延することにより板厚 3.0 mm の熱間圧延板を製造した。それぞれの鋼の板厚 3.0 mm の熱間圧延板を 1080 で均熱 1 分の焼鈍を施した後、冷間圧延率 40 % 以上で圧延することにより、硬さが 460 ± 10 HV、板厚が 1.0 mm の調質圧延鋼板を得た。なお、調質圧延後の硬さが 460 HV となる調質圧延率をそれぞれの鋼についてあらかじめ調べておき、その調質圧延率をもとに冷延前の板厚を設定し、その板厚にて 1080 で均熱 1 分の焼鈍を施した後、板厚 1.0 mm までの調質圧延を実施した。調質圧延は、板温が 70 となるよう加温した上で行った。

【0028】

上記の板厚 1.0 mm の調質圧延材を用いて、加工誘起マルテンサイト量の測定を行った。径 5 mm の円盤を採取後、エッジをリン酸硫酸中にて電解研磨したサンプルを用い、4 枚重ね合わせて振動試料型磁力計により測定した。

【0029】

さらに板厚 1.0 mm の調質圧延材を用いて、時効処理を施した。時効処理条件は 450 で 60 分施し、時効処理前後のサンプル表面における硬さ測定を JIS Z 2244 に準じ、ビッカース硬さ試験機を用いて 10 kg の荷重で測定した。また、調質圧延材についてターゲット Co で 40 kV、200 mA で X 線解析によるマルテンサイト相の結晶方位 (211) の半価幅を測定した。表 2 に調質圧延材の圧延率、加工誘起マルテンサイト量、半価幅および時効処理前後の硬さを示す。

【0030】

10

20

30

【表 2】

区分	鋼 No.	圧延率 (%)	加工誘起 マルテンサイト量 (体積%)	半価幅 (°)	調質圧延素材 → 450℃×60min 時効後		ΔHV (②-①)
					①表面硬さ (HV10)	②表面硬さ (HV10)	
本発明鋼	A1	41	11.8	1.63	465	527	62
	A2	52	10.7	1.67	452	525	73
	A3	42	24.6	1.65	454	513	59
	A4	60	18.1	1.71	457	526	69
	A5	44	13.4	1.80	455	533	78
比較鋼	B1	40	12.9	1.25	450	480	30
	B2	38	14.1	0.90	459	480	21
	B3	53	9.3	1.22	454	481	27
	B4	43	10.1	1.15	452	477	25
	B5	40	22.5	0.98	462	497	35

10

【0031】

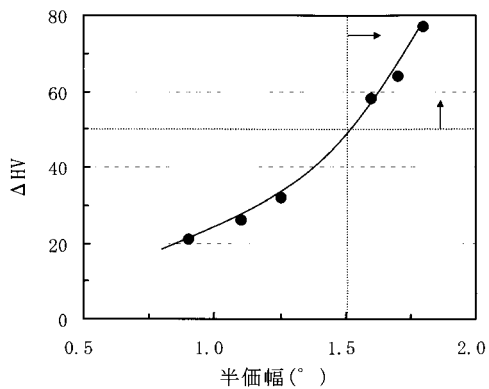
表 2 に示されるように、本発明鋼 A 1 ~ A 5 は冷間圧延率 40 % 以上で製造され、加工誘起マルテンサイト量が 10 % 以上で、半価幅が 1 . 5 ° 以上と本発明の範囲内にあるので時効処理後の ΔHV が高い。一方、比較鋼 B 1 ~ B 5 は、B 2 が冷間圧延率 40 % 未満、B 3 が加工誘起マルテンサイト量 10 % 未満、さらに B 1 ~ B 5 が半価幅が 1 . 5 ° 未

20

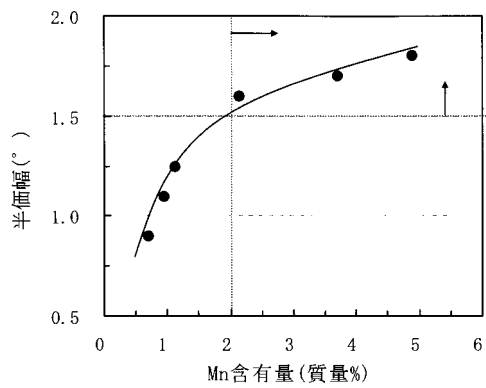
【0032】

本結果より冷間圧延率 40 % 以上で圧延し、任意の部位の表面硬さが 400 HV 以上で、加工誘起マルテンサイト量が 10 % 以上であり、ターゲット Co にて 40 kV , 200 m A で X 線解析をした場合、加工誘起マルテンサイト相の結晶方位 (2 1 1) での半価幅が 1 . 5 ° 以上であることさらに、450 で 60 分時効処理を施した時の時効処理前後の硬さの差が 50 HV 以上であることが確認された。以上のように、成分範囲と材料の圧延率を調整することにより半価幅が増加し、時効硬化特性に優れた低 Ni 系オーステナイト系ステンレス鋼板が得られることを見出した。

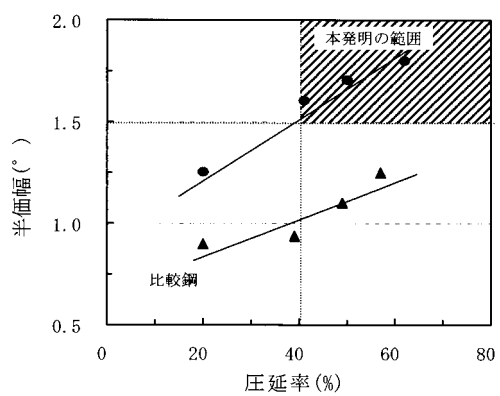
【図 1】



【図 2】



【図 3】



フロントページの続き

F ターム(参考) 4K037 EA02 EA05 EA06 EA12 EA13 EA16 EA18 EA20 EA23 EA25
EA27 EA28 EB05 EB07 EB08 EB09 EB11 EB12 EB14 FA03
FF03 FG01 FM02 FM04