

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5387057号
(P5387057)

(45) 発行日 平成26年1月15日(2014.1.15)

(24) 登録日 平成25年10月18日(2013.10.18)

(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 38/28	(2006.01)	C 2 2 C 38/28	
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 2 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2009-50160 (P2009-50160)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成21年3月4日(2009.3.4)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2009-235573 (P2009-235573A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成21年10月15日(2009.10.15)	(74) 代理人	100080687
審査請求日	平成24年1月19日(2012.1.19)		弁理士 小川 順三
(31) 優先権主張番号	特願2008-57613 (P2008-57613)	(74) 代理人	100077126
(32) 優先日	平成20年3月7日(2008.3.7)		弁理士 中村 盛夫
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(72) 発明者	加藤 康
			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	平田 知正
			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】 耐熱性と靱性に優れたフェライト系ステンレス鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0 . 0 1 5 m a s s % 以下、
 S i : 0 . 5 m a s s % 以下、
 M n : 0 . 5 m a s s % 以下、
 P : 0 . 0 4 m a s s % 以下、
 S : 0 . 0 0 6 m a s s % 以下、
 C r : 1 6 ~ 2 0 m a s s % 以下、
 N : 0 . 0 1 5 m a s s % 以下、
 N b : 0 . 3 ~ 0 . 5 5 m a s s %、
 T i : 0 . 0 1 m a s s % 以下、
 M o : 0 . 1 m a s s % 以下、
 W : 0 . 1 m a s s % 以下、
 C u : 1 . 0 ~ 2 . 5 m a s s %、
 A l : 0 . 2 ~ 1 . 2 m a s s % を含有し、残部が F e および不可避免的不純物からなるフェライト系ステンレス鋼。

【請求項2】

上記の成分組成に加えてさらに、B : 0 . 0 0 3 m a s s % 以下、R E M : 0 . 0 8 m a s s % 以下、Z r : 0 . 5 m a s s % 以下、V : 0 . 5 m a s s % 以下、C o : 0 . 5 m a s s % 以下および N i : 0 . 5 m a s s % 以下のうちから選ばれる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 に記載のフェライト系ステンレス鋼。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、Cr含有鋼に係り、とくに自動車やオートバイの排気管、コンバーターケースや火力発電プラントの排気ダクト等の高温環境下で使用される排気系部材に用いて好適な、高い耐熱性（耐熱疲労特性、耐酸化性）と母材の靱性に優れるフェライト系ステンレス鋼に関するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車の排気系環境下で使用されるエキゾーストマニホールド、排気パイプ、コンバーターケース、マフラー等の排気系部材には、熱疲労特性や耐酸化性（以下、両特性をまとめて「耐熱性」と呼ぶ。）に優れることが要求されている。このような耐熱性が求められる用途には、現在、NbとSiを添加した、例えば、Type 429（14Cr-0.9Si-0.4Nb系）のようなCr含有鋼が多く使用されている。しかし、エンジン性能の向上に伴って、排ガス温度が900 を超えるような温度まで上昇してくると、Type 429では、熱疲労特性が不十分となってきた。

【0003】

この問題に対しては、NbとMoを添加して高温耐力を向上させたCr含有鋼や、JIS G4305に規定されるSUS444（19Cr-0.5Nb-2Mo鋼）、Nb, Mo, Wを添加したフェライト系ステンレス鋼等が開発されている（例えば、特許文献1参照）。しかしながら、昨今におけるMoやW等の希少金属原料の異常な高騰から、安価な原料を用いて同等の耐熱性を有する材料の開発が要求されるようになってきた。

【0004】

高価な元素であるMoやWを用いない耐熱性に優れた材料としては、例えば、特許文献2には、10～20mass%Cr鋼に、Nb：0.50mass%以下、Cu：0.8～2.0mass%、V：0.03～0.20mass%を添加した自動車排ガス流路部材用フェライト系ステンレス鋼が、また特許文献3には、10～20mass%Cr鋼に、Ti：0.05～0.30mass%、Nb：0.10～0.60mass%、Cu：0.8～2.0mass%、B：0.0005～0.02mass%を添加した熱疲労特性に優れたフェライト系ステンレス鋼が、また特許文献4には、15～25mass%Cr鋼に、Cu：1～3mass%を添加した自動車排気系部品用フェライト系ステンレス鋼が開示されている。これらの鋼はいずれも、Cuを添加することによって、熱疲労特性を向上させているのが特徴である。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開2004-018921号公報

【特許文献2】WO2003/004714号パンフレット

【特許文献3】特開2006-117985号公報

【特許文献4】特開2000-297355号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

しかしながら、発明者らの研究によれば、上記特許文献2～4の技術のようにCuを添加した場合には、耐熱疲労特性は向上するものの、鋼自身の耐酸化性が却って低下し、総体的に見ると、耐熱性が劣化することが明らかとなってきた。また、SUS444は、Type 429に比べてCrの含有量が高く、かつ多量のMoが添加されているため、母材の靱性に劣るといった問題点も残存していた。

【0007】

10

20

30

40

50

そこで、本発明の目的は、Cu添加による耐酸化性の低下を防止する技術を開発することによって、MoやW等の高価な元素を添加することなく、熱疲労特性と耐酸化性に優れると共に、Type 429と同等以上の靱性を有するフェライト系ステンレス鋼を提供することにある。ここで、本発明でいう「優れた耐酸化性と耐熱疲労特性」とは、SUS444と同等以上の特性を有すること、具体的には、耐酸化性は、950における耐酸化性が、また、熱疲労特性は、100 - 850 間での繰り返しの熱疲労特性が、SUS444と同等以上であることをいう。また、Type 429と同等の靱性とは、板厚2mmの冷延板を-40 でシャルピー衝撃試験したときの脆性破面率がType 429と同等であることをいう。

【課題を解決するための手段】

10

【0008】

発明者らは、従来技術が抱えるCu添加による耐酸化性の低下を防止すると共に、MoやW等の高価な元素を添加することなく、熱疲労特性と耐酸化性が優れると共に、靱性にも優れるフェライト系ステンレス鋼を開発すべく鋭意検討を重ねた。その結果、Nbを0.3~0.55mass%、Cuを1.0~2.5mass%の範囲で複合添加することによって幅広い温度域で高い高温強度が得られ、熱疲労特性が改善されること、また、Cu添加による耐酸化性の低下は、Alを0.2mass%以上添加することにより防止し得ること、したがって、Nb、CuおよびAlを上記適正範囲に制御することによって、MoやWを添加しなくても、SUS444と同等以上の耐熱性（熱疲労特性、耐酸化性）が得られることを見出した。さらに、Cu、Al添加鋼の繰返し酸化試験による耐スケール剥離性は、Siの添加量を最適化（0.5mass%以下）することにより向上すること、および、靱性は、Mn、AlおよびTiの添加量を最適化（Mn：0.5mass%以下、Al：1.2mass%以下、Ti：0.01mass%以下）することにより、Type 429と同等以上とすることができることを見出し、本発明を完成させた。

20

【0009】

すなわち、本発明は、C：0.015mass%以下、Si：0.5mass%以下、Mn：0.5mass%以下、P：0.04mass%以下、S：0.006mass%以下、Cr：16~20mass%以下、N：0.015mass%以下、Nb：0.3~0.55mass%、Ti：0.01mass%以下、Mo：0.1mass%以下、W：0.1mass%以下、Cu：1.0~2.5mass%、Al：0.2~1.2mass%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなるフェライト系ステンレス鋼である。

30

【0010】

また、本発明のフェライト系ステンレス鋼は、上記の成分組成に加えてさらに、B：0.003mass%以下、REM：0.08mass%以下、Zr：0.5mass%以下、V：0.5mass%以下、Co：0.5mass%以下およびNi：0.5mass%以下のうちから選ばれる1種または2種以上を含有することを特徴とする。

【発明の効果】

【0011】

本発明によれば、高価なMoやWを添加することなく、SUS444と同等以上の耐熱性（熱疲労特性、耐酸化性）を有すると共に、Type 429と同等以上の靱性を有するフェライト系ステンレス鋼を安価に得ることができる。したがって、本発明の鋼は、自動車排気系部材に用いて好適である。

40

【図面の簡単な説明】

【0012】

【図1】熱疲労試験片を説明する図である。

【図2】熱疲労試験における温度、拘束条件を説明する図である。

【図3】熱疲労特性に及ぼすCu含有量の影響を示すグラフである。

【図4】耐酸化性（酸化増量）に及ぼすAl含有量の影響を示すグラフである。

【図5】耐酸化性（スケール剥離量）に及ぼすAl含有量の影響を示すグラフである。

50

【図6】耐酸化性（スケール剥離量）に及ぼすSi含有量の影響を示すグラフである。

【図7】韌性（脆性破面率）に及ぼすMn含有量の影響を示すグラフである。

【図8】韌性（脆性破面率）に及ぼすAl含有量の影響を示すグラフである。

【図9】韌性（脆性破面率）に及ぼすTi含有量の影響を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0013】

まず、本発明を開発するに至った基礎実験について、説明する。

C : 0.005 ~ 0.007 mass %、N : 0.004 ~ 0.006 mass %、Si : 0.3 mass %、Mn : 0.2 mass %、Cr : 1.7 mass %、Nb : 0.45 mass % および Al : 0.35 mass % からなる成分組成をベースとし、これにCuの添加量を種々に変化させた鋼を実験室的に溶製して50kg鋼塊とし、この鋼塊を1170 に加熱後、熱間圧延して厚さ : 30mm x 幅 : 150mmのシートバーとした。その後、このシートバーを鍛造し、35mm x 35mmのバーとし、1030 の温度で焼鈍後、機械加工し、図1に示した寸法の熱疲労試験片に加工した。そして、図2に示したような、拘束率 : 0.35で100 - 850 間を加熱・冷却する熱処理を繰り返し付与し、熱疲労寿命を測定した。なお、上記熱疲労寿命は、100 において検出された荷重を、図1に示した試験片均熱平行部の断面積で割って応力を算出し、前のサイクルの応力に対して連続的に応力が低下し始めたときの最小のサイクル数とした。これは、試験片に亀裂が発生したサイクル数に相当する。なお、比較として、SUS444 (Cr : 1.9 mass % - Nb : 0.5 mass % - Mo : 2 mass % 鋼) についても、同様の試験を行った。

【0014】

図3は、上記熱疲労試験の結果を示したものである。この図から、Cuを1.0 mass %以上添加することにより、SUS444の熱疲労寿命（約1100サイクル）と同等以上の熱疲労寿命が得られること、したがって、熱疲労特性を改善するには、Cuを1 mass %以上添加することが有効であることがわかる。

【0015】

次に、C : 0.006 mass %、N : 0.007 mass %、Mn : 0.2 mass %、Si : 0.3 mass %、Cr : 1.7 mass %、Nb : 0.49 mass % および Cu : 1.5 mass % からなる成分組成をベースとし、これにAlの添加量を種々に変化させた鋼を実験室的に溶製し、50kg鋼塊とし、この鋼塊を、熱間圧延し、熱延板焼鈍し、冷間圧延し、仕上焼鈍して、板厚2mmの冷延焼鈍板とした。上記のようにして得た冷延鋼板から30mm x 20mmの試験片を切り出し、この試験片上部に4mm の穴をあけ、表面および端面を#320のエメリー紙で研磨し、脱脂後、下記の試験に供した。

< 連続酸化試験 >

上記試験片を、950 に加熱された大気雰囲気中の炉中に300時間保持し、加熱試験前後における試験片の質量の差を測定し、単位面積当たりの酸化増量 (g/m^2) を求めた。

< 繰り返し酸化試験 >

上記試験片を用いて、大気中において、100 x 1minと950 x 25minの温度に加熱・冷却を繰り返す熱処理を600サイクル行い、試験前後における質量差から、試験片表面から剥離したスケール量 (g/m^2) を測定した。なお、上記試験における加熱、冷却速度は、それぞれ5 / sec、1.5 / secで行った。

【0016】

図4は、酸化増量の測定結果を、また、図5は、スケール剥離量の測定結果を示したものである。これらの図から、Alを0.2 mass %以上添加することで、SUS444と同等以上の耐酸化性（酸化増量 : $27 g/m^2$ 以下、スケール剥離量 : $4 g/m^2$ 未満）が得られることがわかる。

【0017】

10

20

30

40

50

次に、C：0.006 mass%、N：0.007 mass%、Mn：0.2 mass%、Al：0.45 mass%、Cr：17 mass%、Nb：0.49 mass%、Cu：1.5 mass%からなる成分組成をベースとし、これにSiの添加量を種々に変化させた鋼を実験室的に溶製し、50 kg鋼塊とし、上記と同様にして板厚2 mmの冷延焼鈍板とし、上記と同様にして、繰り返し酸化試験を行い、スケール剥離量を測定し、その結果を、図6に示した。これから、Alを適正量添加しても、Siが0.5%を超えるとスケール密着性が低下して剥離量が増え、SUS444と同等の耐熱性が得られなくなることがわかった。

【0018】

最後に、C：0.006～0.007 mass%、N：0.006～0.007 mass%、Si：0.3 mass%、Cr：17 mass%、Nb：0.45 mass%およびCu：1.5 mass%からなる成分組成をベースとし、これにMn、AlおよびTiの含有量を種々変化させた鋼を実験室的に溶製し、50 kg鋼塊とし、この鋼塊を、熱間圧延し、熱延板焼鈍し、冷間圧延し、仕上焼鈍して、板厚2 mmの冷延焼鈍板とした。この冷延焼鈍板から、サブサイズのシャルピー衝撃試験片を採取し、-40の温度においてシャルピー衝撃試験を行い、脆性破面率を測定し、靱性を評価した。

【0019】

図7は、Al：0.25 mass%、Ti：0.006 mass%のときにおけるMn含有量が靱性に及ぼす影響を、図8は、Mn：0.1 mass%、Ti：0.005 mass%のときにおけるAl含有量が靱性に及ぼす影響を、また、図9は、Al：0.25 mass%、Mn：0.1 mass%のときにおけるTi含有量が靱性に及ぼす影響を示したものである。これらの図から、Type 429と同等以上の靱性を得るには、Mn：0.3 mass%以下、Al：1.2 mass%以下、Ti：0.01 mass%以下でなければならないことがわかった。

本発明は、上記知見に、さらに検討を加えて完成したものである。

【0020】

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。

C：0.015 mass%以下

Cは、鋼の強度を高めるのに有効な元素であるが、0.015 mass%を超えて含有すると、靱性および成形性の低下が顕著となる。よって、本発明では、Cは0.015 mass%以下とする。なお、成形性を確保する観点からは、Cは低いほど好ましく、0.008 mass%以下とするのが望ましい。一方、排気系部材としての強度を確保するには、Cは0.001 mass%以上であることが好ましい。より好ましくは0.002～0.008 mass%の範囲である。

【0021】

Si：0.5 mass%以下

Siは、脱酸材として添加される元素であり、0.05 mass%以上添加するのが好ましい。また、Siは、本発明が主眼とする耐酸化性を向上する効果を有するが、Alほどの効果は得られない。一方、図6からわかるように、0.5 mass%を超えるSiの過剰な添加は、耐スケール剥離性が低下し、SUS444と同等以上の耐酸化性が得られない。よって、Siの上限は0.5 mass%とする。

【0022】

Mn：0.5 mass%以下

Mnは、鋼の強度を高める元素であり、また、脱酸剤としての作用も有するため、0.05 mass%以上添加するのが好ましい。しかし、過剰な添加は、高温で相が生成しやすくなり、耐熱性を低下させる。また、図7からわかるように、0.5 mass%を超えて添加するとType 429と同等以上の靱性が得られず、本発明の目的を達成できない。よって、本発明ではMnを0.5 mass%以下とする。

【0023】

P：0.04 mass%以下

10

20

30

40

50

Pは、韌性を低下させる有害元素であり、可能な限り低減するのが望ましい。そこで、本発明では、Pは0.04mass%以下とする。好ましくは、0.03mass%以下である。

【0024】

S：0.006mass%以下

Sは、伸びやr値を低下し、成形性に悪影響を及ぼすとともに、ステンレス鋼の基本特性である耐食性を低下させる有害元素でもあるため、できるだけ低減するのが望ましい。よって、本発明では、Sは0.006mass%以下とする。好ましくは、0.003mass%以下である。

【0025】

Cr：16～20mass%

Crは、ステンレス鋼の特徴である耐食性、耐酸化性を向上させるのに有効な重要元素であるが、16mass%未満では、十分な耐酸化性が得られない。一方、Crは、室温において鋼を固溶強化し、硬質化・低延性化する元素であり、特に20mass%を超えて含有すると、上記弊害が顕著となり、Type 429と同等以上の加工性や韌性が得られなくなる。よって、本発明では、Crは16～20mass%の範囲とする。好ましくは、16～19mass%の範囲である。

【0026】

N：0.015mass%以下

Nは、鋼の韌性および成形性を低下させる元素であり、0.015mass%を超えて含有すると、上記低下が顕著となる。よって、Nは0.015mass%以下とする。なお、Nは、より高い韌性が求められる場合は、さらに低減し、0.010mass%未満とするのが好ましい。

【0027】

Nb：0.3～0.55mass%

Nbは、C、Nと炭窒化物を形成して固定し、耐食性や成形性、溶接部の耐粒界腐食性を高める作用を有するとともに、高温強度を上昇させて熱疲労特性を向上する効果を有する元素である。このような効果は、0.3mass%以上の添加で認められる。一方、0.55mass%を超える添加は、Laves相が析出しやすくなり、脆性が低下する。よって、Nbは0.3～0.55mass%の範囲とする。好ましくは、0.4～0.5mass%の範囲である。

【0028】

Ti：0.01mass%以下

Tiは、Nbに比べてNと結合しやすく粗大なTiNを形成しやすい元素であり、この粗大なTiNは、切り欠けとして作用し、韌性を著しく低下させる。特に、図9示したように、Tiの含有量が0.01mass%を超えると、この悪影響が顕著となる。よって、本発明では、Tiは0.01%以下に制限する。

【0029】

Mo：0.1mass%以下

Moは、高価な元素であり、本発明の趣旨からも積極的な添加は行わない。しかし、原料であるスクラップ等から0.1mass%以下混入することがある。よって、Moは0.1mass%以下とする。

【0030】

W：0.1mass%以下

Wは、Moと同様に高価な元素であり、本発明の趣旨からも積極的な添加は行わない。しかし、原料であるスクラップ等から0.1mass%以下混入することがある。よって、Wは0.1mass%以下とする。

【0031】

Cu：1.0～2.5mass%

Cuは、熱疲労特性の向上には非常に有効な元素である。図3に示したように、SUS

10

20

30

40

50

444と同等以上の耐熱疲労特性を得るには、Cuを1.0mass%以上添加することが必要である。しかし、2.5mass%を超える添加は、熱処理後の冷却時にCuが析出し、鋼を硬質化するとともに、熱間加工時に脆化を起こしやすくなる。さらに重要なことは、Cuの添加は、耐熱疲労特性は向上するものの、鋼自身の耐酸化性が却って低下し、総体的に見ると、耐熱性が低下してしまうことである。この原因は、十分に明らかとはなっていないが、生成したスケール直下の脱Cr層にCuが濃化し、ステンレス鋼本来の耐酸化性を向上する元素であるCrの再拡散を抑制するためと考えられる。よって、Cuは、1.0～2.5mass%の範囲とする。好ましくは、1.1～1.8mass%の範囲である。

【0032】

10

Al：0.2～1.2mass%

Alは、図4および図5に示したように、Cu添加鋼の耐酸化性を向上するために必要不可欠な元素である。特に、本発明の目的であるSUS444と同等以上の耐酸化性を得るには0.2mass%以上の添加が必要である。一方、図8に示したように、1.2mass%を超えて添加すると、鋼が硬質化してType429と同等以上の靱性が得られなくなるので、上限は1.2mass%とする。好ましくは、0.3～1.0mass%の範囲である。

【0033】

本発明のフェライト系ステンレス鋼は、上記必須とする成分に加えてさらに、B、REM、Zr、V、CoおよびNiのうちから選ばれる1種または2種以上を、下記の範囲で添加することができる。

20

B：0.003mass%以下

Bは、加工性、とくに2次加工性を向上させるのに有効な元素である。この顕著な効果は、0.0005mass%以上の添加で得ることができるが、0.003mass%を超える多量の添加は、BNを生成して加工性を低下させる。よって、Bを添加する場合は、0.003mass%以下とする。より好ましくは、0.0005～0.002mass%の範囲である。

【0034】

REM：0.08mass%以下、Zr：0.5mass%以下

REM（希土類元素）およびZrはいずれも、耐酸化性を改善する元素であり、上記効果を得るためには、それぞれ0.01mass%以上、0.05mass%以上添加するのが好ましい。しかし、REMの0.08mass%を超える添加は、鋼を脆化させ、また、Zrの0.5mass%を超える添加は、Zr金属間化合物が析出して、鋼を脆化させる。よって、REMを添加する場合は0.08mass%以下、Zrを添加する場合は0.5mass%以下とする。

30

【0035】

V：0.5mass%以下

Vは、加工性および耐酸化性の向上に有効な元素であり、特に耐酸化性の向上効果を得るためには0.15mass%以上の添加が好ましい。しかし、0.5mass%を超える過剰な添加は、粗大なV(C,N)を析出し、表面性状を劣化させる。よって、Vを添加する場合は、0.5mass%以下添加するのが好ましく、0.15～0.4mass%の範囲で添加するのがより好ましい。

40

【0036】

Co：0.5mass%以下

Coは、靱性の向上に有効な元素であり、0.02mass%以上添加するのが好ましい。しかし、Coは、高価な元素であり、また、0.5mass%を超えて添加しても、上記効果は飽和する。よって、Coを添加する場合は0.5mass%以下とするのが好ましい。より好ましくは、0.02～0.2mass%の範囲である。

【0037】

Ni：0.5mass%以下

50

Niは、靱性を向上させる元素である。しかし、Niは、高価であり、また、強力な相形成元素であるため、高温で相を生成し、耐酸化性を低下させる。よって、Niを添加する場合は、0.5mass%以下とするのが好ましい。より好ましくは、0.05~0.4mass%の範囲である。

【0038】

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。

本発明のステンレス鋼の製造方法は、フェライト系ステンレス鋼の通常の製造方法であれば好適に用いることができ、特に限定されるものではない。例えば、転炉、電気炉等の溶製炉で鋼を溶製し、あるいはさらに取鍋精錬、真空精錬等の2次精錬を経て上述した本発明の成分組成を有する溶鋼とし、次いで、その溶鋼を連続鑄造法あるいは造塊-分塊圧延法で鋼片(スラブ)とし、熱間圧延して熱延板とし、必要に応じて熱延板焼鈍を施し、さらに、その熱延板を酸洗し、冷間圧延し、仕上焼鈍し、酸洗する等の工程を経て冷延焼鈍板とするのが好ましい。上記冷間圧延は、1回または中間焼鈍を挟む2回以上の冷間圧延を行ってもよく、また、冷間圧延、仕上焼鈍、酸洗の各工程は、繰り返して行ってもよい。さらに、場合によっては、熱延板焼鈍は省略してもよく、鋼板表面の光沢性が要求される場合には、冷延後あるいは仕上焼鈍後、スキンプスを施してもよい。なお、上記熱間圧延前のスラブ加熱温度は1000~1250、熱延板焼鈍温度は900~1100、仕上焼鈍温度は900~1120の範囲であるのが好ましい。

10

【0039】

上記のようにして得た本発明のフェライト系ステンレス鋼は、その後、それぞれの用途に応じて切断加工、曲げ加工、プレス加工等の加工を施されて、自動車やオートバイの排気管、コンバーターケースや火力発電プラントの排気ダクト等の高温環境下で使用される各種排気系部材とされる。なお、上記部材に用いる本発明のステンレス鋼は、冷延焼鈍板に限定されるものではなく、熱延板あるいは熱延板焼鈍として用いてもよく、さらに必要に応じて脱スケール処理して用いてもよい。また、上記部材に組み立てる際の溶接方法は、特に限定されるものではなく、MIG、TIG、MAG等の通常のアーク溶接や、スポット溶接、シーム溶接等の電気抵抗溶接および電縫溶接に用いられる高周波抵抗溶接、高周波誘導溶接、レーザー溶接などの方法を用いることができる。

20

【実施例1】

【0040】

表1に示す成分組成を有するNo.1~27の鋼を真空溶解炉で溶製し、鑄造して50kg鋼塊とし、鍛造して2分割した。その後、2分割した片方の鋼塊を、1170に加熱後、熱間圧延して板厚5mmの熱延板とし、1020の温度で熱延板焼鈍し、酸洗し、圧下率60%の冷間圧延し、1030の温度で仕上焼鈍し、平均冷却速度20/secで冷却し、酸洗して板厚が2mmの冷延焼鈍板とし、以下の耐酸化性試験および衝撃試験に供した。なお、参考として、表1のNo.28~32に示したSUS444、Type429および特許文献2~4の発明鋼についても、上記と同様にして冷延焼鈍板を製作し、同様の評価試験に供した。

30

【0041】

【 表 1 】

鋼No.	化 学 成 分 (mass%)													備考	
	C	Si	Mn	Al	P	S	Cr	Cu	Nb	Ti	Mo	W	N		その他
1	0.006	0.19	0.13	0.37	0.032	0.004	17.5	1.35	0.43	0.006	0.02	0.04	0.008	—	発明例
2	0.005	0.35	0.28	0.51	0.026	0.002	17.3	1.56	0.41	0.002	0.03	0.01	0.007	—	発明例
3	0.005	0.27	0.33	0.48	0.022	0.001	17.7	1.46	0.48	0.006	0.02	0.01	0.011	—	発明例
4	0.008	0.28	0.11	0.44	0.032	0.001	17.4	1.92	0.49	0.001	0.03	0.02	0.005	—	発明例
5	0.005	0.07	0.42	0.84	0.022	0.002	16.3	1.32	0.41	0.003	0.01	0.04	0.006	—	発明例
6	0.003	0.38	0.28	0.61	0.029	0.004	17.8	1.55	0.37	0.004	0.02	0.03	0.007	—	発明例
7	0.006	0.22	0.44	0.47	0.022	0.002	18.2	1.91	0.46	0.007	0.02	0.02	0.007	—	発明例
8	0.007	0.17	0.23	0.47	0.029	0.003	17.2	1.39	0.45	0.004	0.01	0.01	0.008	B:0.0009、V:0.051	発明例
9	0.008	0.39	0.18	0.35	0.026	0.002	17.9	1.42	0.44	0.001	0.03	0.01	0.004	Co:0.13、B:0.0011	発明例
10	0.004	0.27	0.26	0.55	0.031	0.002	17.7	1.39	0.43	0.003	0.02	0.03	0.006	Zr:0.08	発明例
11	0.006	0.29	0.39	0.31	0.027	0.005	18.9	1.46	0.46	0.002	0.04	0.02	0.003	Ni:0.21、Zr:0.10	発明例
12	0.008	0.17	0.08	0.41	0.021	0.002	17.4	1.38	0.41	0.003	0.02	0.03	0.004	Co:0.09、REM:0.031	発明例
13	0.006	0.31	0.35	0.14	0.030	0.002	17.1	1.46	0.44	0.006	0.01	0.02	0.009	—	比較例
14	0.008	0.23	0.66	1.62	0.028	0.004	17.7	1.61	0.49	0.004	0.05	0.01	0.008	—	比較例
15	0.006	0.32	0.55	0.69	0.028	0.003	17.4	0.87	0.51	0.004	0.02	0.01	0.009	—	比較例
16	0.011	0.82	0.41	0.72	0.020	0.002	17.1	1.21	0.44	0.009	0.04	0.02	0.004	—	比較例
17	0.007	0.34	0.15	1.19	0.029	0.003	17.4	1.58	0.42	0.095	0.03	0.02	0.005	—	比較例
18	0.005	0.21	0.37	1.24	0.031	0.002	17.3	1.45	0.44	0.002	0.02	0.04	0.007	—	比較例
19	0.007	0.71	0.11	0.38	0.027	0.001	17.5	1.28	0.48	0.007	0.04	0.02	0.006	—	比較例
20	0.008	0.14	0.71	0.47	0.031	0.003	17.1	1.66	0.39	0.003	0.01	0.02	0.007	—	比較例
21	0.006	0.33	0.22	0.57	0.025	0.001	18.1	0.72	0.41	0.002	0.05	0.02	0.005	—	比較例
22	0.005	0.29	0.28	0.44	0.030	0.002	17.9	1.54	0.44	0.110	0.03	0.03	0.008	—	比較例
23	0.007	0.23	0.25	0.47	0.027	0.002	17.6	1.18	0.44	0.003	0.06	0.02	0.008	V:0.18	発明例
24	0.003	0.09	0.12	0.46	0.025	0.003	17.5	1.26	0.42	0.008	0.05	0.03	0.007	V:0.22	発明例
25	0.006	0.32	0.34	0.46	0.024	0.002	17.7	1.22	0.46	0.005	0.06	0.02	0.005	V:0.38	発明例
26	0.007	0.27	0.15	0.53	0.027	0.003	19.1	1.28	0.45	0.004	0.05	0.02	0.007	V:0.20	発明例
27	0.005	0.03	0.11	0.51	0.024	0.002	18.2	1.19	0.45	0.006	0.05	0.03	0.006	V:0.23	発明例
28	0.008	0.31	0.42	0.019	0.031	0.003	18.7	0.02	0.52	0.003	1.87	0.02	0.008	—	SUS444
29	0.007	0.87	0.33	0.028	0.029	0.004	14.5	0.03	0.45	0.007	0.03	0.02	0.008	—	Type429
30	0.008	0.32	0.05	0.01	0.028	0.002	17.02	1.93	0.33	0.002	0.01	0.02	0.010	Ni:0.10、V:0.10	参考例1*
31	0.009	0.46	0.54	0.002	0.029	0.003	18.90	1.36	0.35	0.08	0.01	0.02	0.007	Ni:0.10、V:0.03、B:0.0030	参考例2*
32	0.006	0.22	0.05	0.052	0.005	0.0052	18.8	1.65	0.42	0.09	0.02	0.02	0.006	Ni:0.15	参考例3*

(注) 参考例1：特許文献2の発明鋼3、参考例2：特許文献3の発明鋼7、参考例3：特許文献4の発明鋼5

【 0 0 4 2 】

＜ 大気中連続酸化試験 ＞

上記のようにして得た各種冷延焼鈍板から30mm×20mmのサンプルを切り出し、

サンプル上部に4 mm の穴をあけ、表面および端面を# 3 2 0のエメリー紙で研磨し、脱脂後、9 5 0 に加熱保持された大気雰囲気中の炉内に吊り下げて、3 0 0時間保持した。試験後、サンプルの質量を測定し、予め測定しておいた試験前の質量との差を求め、酸化増量(g / m^2)を算出した。なお、試験は各2回実施し、その平均値で耐連続酸化性を評価した。

<大気中繰り返し酸化試験>

上記各種の冷延焼鈍板から3 0 mm × 2 0 mmのサンプルを切り出し、サンプル上部に4 mm の穴をあけ、表面および端面を# 3 2 0のエメリー紙で研磨し、脱脂後、大気雰囲気中で、1 0 0 と9 5 0 との間を昇温・降温を繰り返す酸化試験を行った。なお、昇温、降温速度はそれぞれ5 / sec、1 . 5 / secとし、保持時間は1 0 0 が1 min、9 5 0 が2 5 minとし、これを6 0 0サイクル行った。耐繰り返し酸化性の評価は、試験後のサンプルの質量を測定し、予め測定しておいた試験前の質量との差を求め、スケール剥離量(g / m^2)を求めた。なお、試験は各2回実施し、その平均値で耐繰り返し酸化性を評価した。

10

<シャルピー衝撃試験>

上記各種の冷延焼鈍板から、Vノッチを圧延方向に直角に入れたシャルピー衝撃試験片を各3本ずつ採取し、- 4 0 の温度でのシャルピー衝撃試験を行い、脆性破面率を測定し、3本の平均値を求めて、靱性を評価した。

【 0 0 4 3 】

【表 2】

鋼No.	耐 熱 性		熱疲労寿命 (サイクル数)	脆性破面率 at -40°C (%)	備 考
	酸化増量 (g/m ²)	スケール剥離量 (g/m ²)			
1	21	3	1230	<5	発明例
2	20	2	1330	<5	発明例
3	21	2	1300	<5	発明例
4	21	2	1500	<5	発明例
5	17	<0.1	1230	<5	発明例
6	20	1	1320	<5	発明例
7	21	2	1510	<5	発明例
8	21	2	1260	<5	発明例
9	22	3	1280	<5	発明例
10	20	1	1250	<5	発明例
11	22	3	1290	<5	発明例
12	21	2	1250	<5	発明例
13	80	10	1290	<5	比較例
14	11	<0.1	1400	50	比較例
15	14	1	820	<5	比較例
16	18	5	1210	<5	比較例
17	15	<0.1	1350	15	比較例
18	15	<0.1	1300	15	比較例
19	21	10	1210	<5	比較例
20	21	2	1380	15	比較例
21	20	1	700	<5	比較例
22	21	2	1320	20	比較例
23	15	1	1200	<5	発明例
24	15	1	1230	<5	発明例
25	14	0.9	1210	<5	発明例
26	15	1	1240	<5	発明例
27	15	1	1210	<5	発明例
28	27	4	1120	10	SUS444
29	51	25	500	<5	Type429
30	>100	>100	1480	<5	参考例1
31	>100	>100	1240	10	参考例2
32	>100	>100	1400	10	参考例3

【実施例 2】

【0044】

実施例 1 において 2 分割した 50 kg 鋼塊の残りの鋼塊を、1170 に加熱後、熱間圧延して厚さ：30 mm × 幅：150 mm のシートバーとした。その後、このシートバーを鍛造し、35 mm × 35 mm のバーとし、1030 の温度で焼鈍後、機械加工し、図 1 に示した寸法の熱疲労試験片に加工し、下記の熱疲労試験に供した。なお、参考例として、実施例 1 と同様、SUS444、Type 429 および特許文献 2 ~ 4 の発明鋼についても同様に試料を作製し、熱疲労試験に供した。

【0045】

< 熱疲労試験 >

熱疲労試験は、拘束率 0.35 で、100 と 850 の温度間を繰り返して昇温・降温し、熱疲労寿命を測定した。この際、昇温・降温速度は、それぞれ 10 / sec とし、100 での保持時間は 2 min、850 での保持時間は 5 min とした。また、熱疲労寿命は、100 において検出された荷重を試験片均熱平行部の断面積で割って応力を算出し、前のサイクルの応力に対して連続的に応力が低下し始めたときの最小のサイクル数とした。

【 0 0 4 6 】

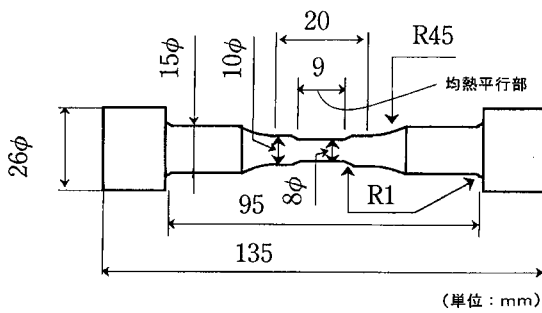
上記実施例 1 の大気中連続酸化試験、大気中繰返し酸化試験、シャルピー衝撃試験の結果および実施例 2 の耐熱疲労性試験の結果を表 2 にまとめて示した。表 2 から明らかなように、本発明に適合している発明例の鋼は、いずれも SUS 4 4 4 と同等以上の耐酸化特性と耐熱疲労特性を有していると共に、Type 4 2 9 と同等以上の靱性を有しており、本発明の目標を満たしている。これに対して、本発明の範囲を外れる比較例の鋼あるいは先行技術の参考例の鋼は、耐酸化特性、耐熱疲労特性および母材の靱性のすべてが同時に優れるものはなく、本発明の目標とする特性が得られていない。

【産業上の利用可能性】

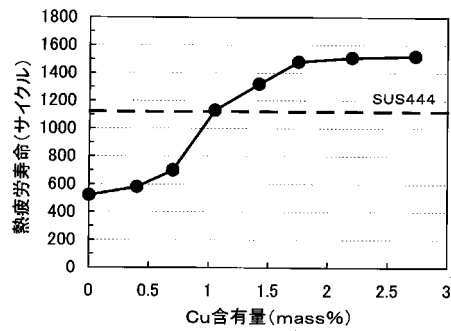
【 0 0 4 7 】

本発明の鋼は、自動車等の排気系部材用として好適であるだけでなく、同様の特性が要求される火力発電システムの排気系部材や固体酸化物タイプの燃料電池用部材としても好適に用いることができる。

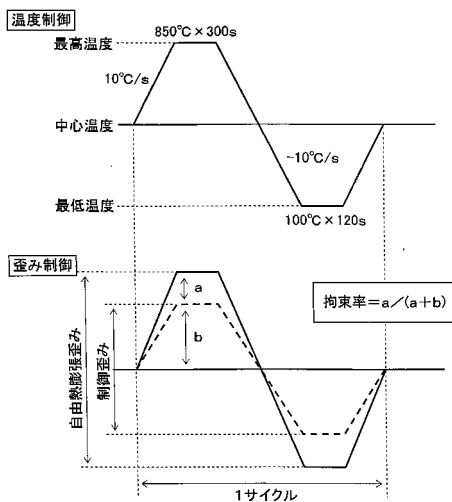
【 図 1 】



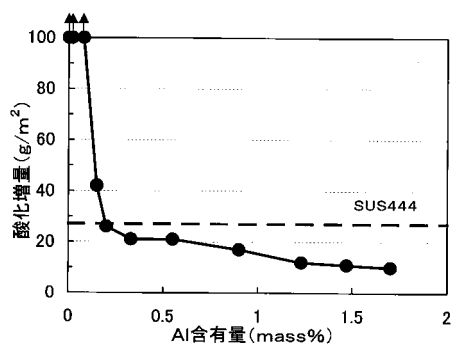
【 図 3 】



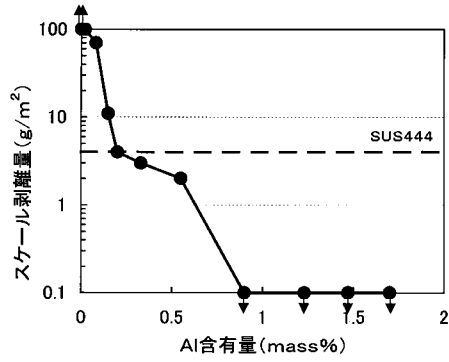
【 図 2 】



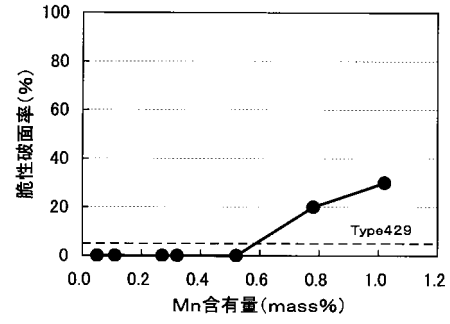
【 図 4 】



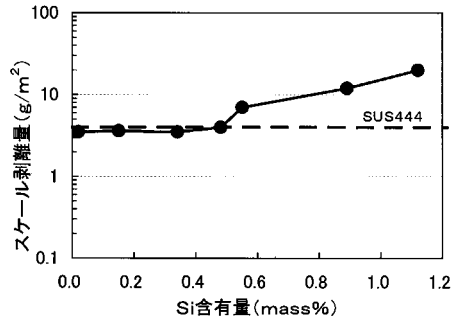
【図5】



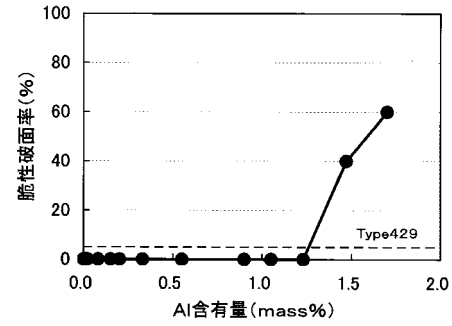
【図7】



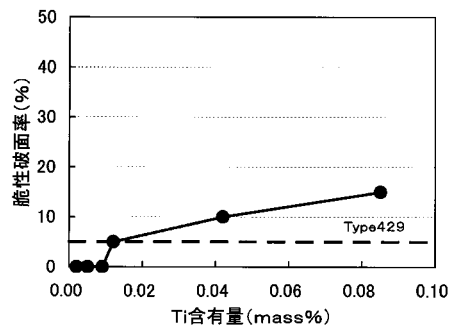
【図6】



【図8】



【図9】



フロントページの続き

- (72)発明者 中村 徹之
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 宇城 工
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 馳平 憲一

- (56)参考文献 特開2001-316773(JP,A)
特開2005-187857(JP,A)
特開2008-285693(JP,A)
特開2004-307918(JP,A)
特開2005-314740(JP,A)
特開2006-009056(JP,A)
特開2000-336462(JP,A)
特開平10-130790(JP,A)
特開平01-287249(JP,A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- | | |
|---------|-----------|
| C 2 2 C | 3 8 / 0 0 |
| C 2 2 C | 3 8 / 2 8 |
| C 2 2 C | 3 8 / 5 4 |