

(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2012-102397

(P2012-102397A)

(43) 公開日 平成24年5月31日(2012.5.31)

(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
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	

審査請求 有 請求項の数 2 O L (全 17 頁)

(21) 出願番号	特願2011-221763 (P2011-221763)	(71) 出願人	000001258 J F E スチール株式会社 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(22) 出願日	平成23年10月6日 (2011.10.6)	(74) 代理人	100099944 弁理士 高山 宏志
(31) 優先権主張番号	特願2010-231562 (P2010-231562)	(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 J F E スチール株式会社内
(32) 優先日	平成22年10月14日 (2010.10.14)	(72) 発明者	太田 裕樹 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
(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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】耐熱性と加工性に優れるフェライト系ステンレス鋼

(57) 【要約】

【課題】Cuによる耐酸化性の低下を防止しつつ、MoやW等の高価な元素を添加することなく、耐熱性（耐酸化性、熱疲労特性および高温疲労特性）および加工性がともに優れるフェライト系ステンレス鋼を提供すること。

【解決手段】mass%で、C：0.015%以下、Si：0.4~1.0%、Mn：1.0%以下、P：0.040%以下、S：0.010%以下、Cr：12%以上16%未満、N：0.015%以下、Nb：0.3~0.65%、Ti：0.15%以下、Mo：0.1%以下、W：0.1%以下、Cu：1.0~2.5%、Al：0.2~1.0%を含有し、かつSi Alを満たし、残部がFeおよび不可避免的な不純物からなるフェライト系ステンレス鋼。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項1】

mass%で、C：0.015%以下、Si：0.4～1.0%、Mn：1.0%以下、P：0.040%以下、S：0.010%以下、Cr：12%以上16%未満、N：0.015%以下、Nb：0.3～0.65%、Ti：0.15%以下、Mo：0.1%以下、W：0.1%以下、Cu：1.0～2.5%、Al：0.2～1.0%を含有し、かつSi Alを満たし、残部がFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする耐熱性と加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼。

【請求項2】

さらに、mass%で、B：0.003%以下、REM：0.08%以下、Zr：0.5%以下、V：0.5%以下、Co：0.5%以下およびNi：0.5%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に記載の耐熱性と加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車やオートバイの排気管、触媒外筒材(コンバーターケースともいう)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(熱疲労特性、耐酸化性、高温疲労特性)および加工性を兼ね備えるフェライト系ステンレス鋼に関する。

20

【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、熱疲労特性や高温疲労特性、耐酸化性(以下、これらをまとめて「耐熱性」と呼ぶ。)に優れることが要求されている。エキゾーストマニホールド等はエンジンの始動・停止を繰り返すことにより加熱・冷却を受けるが、周辺部品との関係で拘束された状態であるため、素材自身の熱膨張や熱収縮が制限され熱歪が発生する。この熱歪に起因した疲労現象が熱疲労である。一方、エンジン始動中には加熱された状態で振動を受け続けることになる。この振動による歪の蓄積に起因した疲労現象が高温疲労である。前者は低サイクル疲労、後者は高サイクル疲労であり、全く異なった疲労現象である。

30

【0003】

このような耐熱性が求められる用途には、現在、NbとSiを複合添加したCr含有鋼(例えば、JFE429EX 14Cr-0.9Si-0.4Nb鋼)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、Nb-Si複合添加鋼では、熱疲労特性が不十分となってきた。

【0004】

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)、Crの含有量を下げて、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。

40

【0005】

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2～4に開示されているものが知られている。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開示されている。特許文献3には、10～20mass%Cr鋼に、Ti：0.05～0

50

．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開示されている。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。これらに開示された鋼はいずれも、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】

【0006】

【特許文献1】特開2004-018921号公報

【特許文献2】国際公開2003/004714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】

【0007】

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に開示された技術のようにCuを添加した場合には、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。

【0008】

また、自動車車体の軽量化に伴い、エンジンスペースにおいてエキゾーストマニホールドが占有できるスペースが小さくなっていることから、エキゾーストマニホールドには複雑な形状にも加工できることが求められるようになってきている。

【0009】

本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、Cuによる耐酸化性の低下を防止しつつ、MoやW等の高価な元素を添加することなく、耐熱性（耐酸化性、熱疲労特性および高温疲労特性）および加工性がともに優れるフェライト系ステンレス鋼を提供することを目的とする。

【0010】

なお、本発明でいう「耐熱性に優れる」とは、耐酸化性、熱疲労特性および高温疲労特性が、SUS444と同等以上であることをいう。具体的には、耐酸化性については950における耐酸化性がSUS444と同等以上であること、熱疲労特性については1000～850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、高温疲労特性については850における高温疲労特性がSUS444と同等以上であることをいう。また、本発明でいう「加工性に優れる」とは、室温における三方向平均伸びが36%以上であることをいう。

【課題を解決するための手段】

【0011】

発明者らは、従来技術が抱えるCuによる耐酸化性の低下を防止し、MoやW等の高価な元素を添加することなく、耐酸化性と熱疲労特性を兼ね備えた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0.3～0.65mass%、Cuを1.0～2.5mass%の範囲でこれらを複合して含有させることによって、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を含有させることによる耐酸化性の低下は、適正量のAl（0.2～1.0mass%）を含有させ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初めて、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。また、実際にエキゾーストマニホールド等として使用した場合に想定されるような、水蒸気を含む環境下での耐酸化性を改善する手段について鋭意検討した結果、Si量を適正化（0.4～1.0mass%）することにより、水蒸気雰囲気中における耐酸化性（以下、耐水蒸気酸化特性と呼ぶ）もSU

10

20

30

40

50

S 4 4 4 と同等以上となることを見出した。

【 0 0 1 2 】

また、エキゾーストマニホールドのような自動車排気系部材等では使用中の振動による疲労に対する特性も重要である。そこで、発明者らは高温疲労特性改善手段について鋭意検討し、S i 量とA l 量のバランスを適正化 (S i A l) することにより、高温疲労特性もS U S 4 4 4 と同等以上となることを見出した。

【 0 0 1 3 】

さらに発明者らは、加工性および耐酸化性に及ぼすC r 量の影響について鋭意研究した結果、C r 量を低下させることで加工性を向上することができ、このときの耐酸化性には大きく影響しないことを明らかにした。

【 0 0 1 4 】

C r 量を低減することで加工性が向上することは従来から知られているが、C r 量を低減するだけでは耐酸化性が低下してしまうため、従来は特許文献 1 のようにC r の代わりにM o やW を添加することで耐酸化性の低下を補ってきた。これに対し、A l を適正量添加することにより、高価な元素であるM o やW を添加することなくC r 量を低減しても優れた耐酸化性と加工性とを両立できることが判明した。

【 0 0 1 5 】

本発明は、本発明者の以上のような知見に基づいて完成されたものである。

【 0 0 1 6 】

すなわち、本発明は、m a s s % で、C : 0 . 0 1 5 % 以下、S i : 0 . 4 ~ 1 . 0 % 、M n : 1 . 0 % 以下、P : 0 . 0 4 0 % 以下、S : 0 . 0 1 0 % 以下、C r : 1 2 % 以上 1 6 % 未満、N : 0 . 0 1 5 % 以下、N b : 0 . 3 ~ 0 . 6 5 % 、T i : 0 . 1 5 % 以下、M o : 0 . 1 % 以下、W : 0 . 1 % 以下、C u : 1 . 0 ~ 2 . 5 % 、A l : 0 . 2 ~ 1 . 0 % を含有し、かつS i A l を満たし、残部がF e および不可避免的不純物からなることを特徴とする耐熱性と加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼を提供する。

【 0 0 1 7 】

また、本発明は、さらに、m a s s % で、B : 0 . 0 0 3 % 以下、R E M : 0 . 0 8 % 以下、Z r : 0 . 5 % 以下、V : 0 . 5 % 以下、C o : 0 . 5 % 以下およびN i : 0 . 5 % 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耐熱性と加工性に優れたフェライト系ステンレス鋼を提供する。

【 発明の効果 】

【 0 0 1 8 】

本発明によれば、高価なM o やW を添加することなく、S U S 4 4 4 (J I S G 4 3 0 5) と同等以上の耐熱性 (熱疲労特性、耐酸化性、高温疲労特性) および優れた加工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好適である。

【 図面の簡単な説明 】

【 0 0 1 9 】

【 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 】 高温疲労試験片を説明する図である。

【 図 4 】 熱疲労特性に及ぼすC u 含有量の影響を示すグラフである。

【 図 5 】 耐酸化性 (酸化増量) に及ぼすA l 含有量の影響を示すグラフである。

【 図 6 】 耐水蒸気酸化特性 (酸化増量) に及ぼすS i 含有量の影響を示すグラフである。

【 図 7 】 高温疲労特性に及ぼすS i 含有量 - A l 含有量 (S i - A l) の影響を示すグラフである。

【 図 8 】 耐水蒸気酸化特性 (酸化増量) に及ぼすC r 含有量の影響を示すグラフである。

【 図 9 】 室温における三方向平均伸びに及ぼすC r 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 】

【 0 0 2 0 】

10

20

30

40

50

まず、本発明を完成するに至った基礎実験について、説明する。なお、以下の説明において、成分における%表示は全てmass%である。

C : 0.005 ~ 0.007%、N : 0.004 ~ 0.006%、P : 0.02 ~ 0.03%、S : 0.002 ~ 0.004%、Si : 0.85%、Mn : 0.4%、Cr : 1.4%、Nb : 0.45%、Al : 0.35%、Ti : 0.007%、Mo : 0.01 ~ 0.03%、W : 0.01 ~ 0.03%の成分組成をベースとし、Cuの含有量を0 ~ 3%の範囲内で変化させた鋼を、実験室的に溶製して50kg鋼塊とし、この鋼塊を鍛造し、熱処理して断面積が35mm×35mmの鋼材とし、この鋼材から、図1に示したような寸法の熱疲労試験片を作製した。そして、図2に示したような、拘束率：0.30で100 - 850 間を加熱・冷却する熱処理を繰り返して付与し、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 : 19% - Mo : 2% - Nb : 0.5%鋼)についても、同様の試験を行った。

10

20

30

40

50

【0021】

図4は上記熱疲労試験における熱疲労寿命に及ぼすCu含有量の影響を示したものである。この図から、Cu含有量を1.0%以上とすることにより、SUS444の熱疲労寿命(約1350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含有量を1.0%以上とすることが有効であることがわかる。

【0022】

次に、C : 0.006%、N : 0.007%、P : 0.02 ~ 0.03%、S : 0.002 ~ 0.004%、Mn : 0.2%、Si : 0.85%、Cr : 1.4%、Nb : 0.49%、Cu : 1.5%、Ti : 0.007%、Mo : 0.01 ~ 0.03%、W : 0.01 ~ 0.03%の成分組成をベースとし、Al含有量を0 ~ 2%の範囲内で変化させた鋼を、実験室的に溶製して50kg鋼塊とし、この鋼塊を、熱間圧延し、熱延板焼鈍し、冷間圧延し、仕上げ焼鈍して、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×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、下記の大気中連続酸化試験に供した。

【0023】

<大気中連続酸化試験>

上記試験片を、950 に加熱された大気雰囲気の中炉中に200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。

【0024】

図5は上記大気中連続酸化試験における酸化増量に及ぼすAl含有量の影響を示したものである。この図から、Al含有量を0.2%以上とすることで、SUS444と同等以上の耐酸化性(酸化増量： $19g/m^2$ 以下)が得られることがわかる。

【0025】

次に、C : 0.006%、N : 0.007%、P : 0.02 ~ 0.03%、S : 0.002 ~ 0.004%、Mn : 0.2%、Al : 0.45%、Cr : 1.4%、Nb : 0.49%、Cu : 1.5%、Ti : 0.007%、Mo : 0.01 ~ 0.03%、W : 0.01 ~ 0.03%の成分組成をベースとし、Si含有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、熱間圧延し、熱延板焼鈍し、冷間圧延し、仕上げ焼鈍して、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×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、下記の水蒸気雰囲気連続酸化試験に供した。

【0026】

< 水蒸気雰囲気中連続酸化試験 >

上記試験片を用いて、950 に加熱された10vol%CO₂ - 20vol%H₂O - 5vol%O₂ - bal. N₂ガスを0.5L/minで流し、水蒸気雰囲気中で950 に加熱された炉中に200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/m²) を求めた。

【0027】

図6は上記水蒸気酸化試験における酸化増量に及ぼすSi含有量の影響を示したものである。この図から、Si含有量を0.4%以上としないとSUS444同等の耐酸化性(酸化増量: 37g/m²以下)が得られないことがわかる。

【0028】

次に、C: 0.006%、N: 0.007%、P: 0.02~0.03%、S: 0.002~0.004%、Mn: 0.2%、Cr: 14%、Nb: 0.49%、Cu: 1.5%、Ti: 0.007%、Mo: 0.01~0.03%、W: 0.01~0.03%の成分組成をベースとし、これにSi、Alの含有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、熱間圧延し、熱延板焼鈍し、冷間圧延し、仕上げ焼鈍して、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図3に示すような形状の疲労試験片を作製し、下記の高温疲労試験に供した。

【0029】

< 高温疲労試験 >

上記試験片を用い、シエク式疲労試験機により850において1300rpmで鋼板を両振りすることにより評価した。なお、試験時には鋼板表面に70MPaの曲げ応力を負荷した。高温疲労特性は、破断までの疲労回数(サイクル)で評価した。

【0030】

図7は上記高温疲労試験における疲労回数(サイクル)に及ぼすSi-Alの影響を示したものである。この図から、SUS444と同等以上の高温疲労寿命(24×10⁵サイクル)を得るためには、Si-Alを満たす必要があることがわかる。

【0031】

次に、C: 0.006%、N: 0.007%、P: 0.02~0.03%、S: 0.002~0.004%、Mn: 0.2%、Si: 0.85%、Al: 0.45%、Nb: 0.49%、Cu: 1.5%、Ti: 0.007%、Mo: 0.01~0.03%、W: 0.01~0.03%の成分組成をベースとし、Cr含有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、熱間圧延し、熱延板焼鈍し、冷間圧延し、仕上げ焼鈍して、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×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、上記水蒸気酸化試験に供した。

【0032】

図8は上記水蒸気酸化試験における酸化増量に及ぼすCr含有量の影響を示したものである。この図から、Cr含有量が12%以上であればSUS444と同等の耐酸化性(酸化増量: 37g/m²以下)を得ることができることがわかる。

【0033】

また、これらの冷延焼鈍板から圧延方向(L方向)、圧延方向に直角方向(C方向)、圧延方向に45°方向(D方向)のそれぞれを引張方向とするJIS13B号引張試験片を作製し、室温で引張試験を行った。室温で各方向の引張試験を行って破断伸びを測定し、平均伸びE_Lを下記式から求めた。

$$\text{平均伸び } E_L (\%) = (E_L + 2E_D + E_C) / 4$$

ここで、E_L: L方向のE_L(%)、E_D: D方向のE_L(%)、E_C: C方向のE_L(%)

【0034】

図9はその際の三方向(L、C、D方向)の平均伸びの値に及ぼすCr含有量の影響を示したものである。この図に示すように、Cr含有量が16%未満の場合に三方向(L、

10

20

30

40

50

C、D方向)の平均伸び36%以上の良好な加工性が得られることがわかる。

【0035】

本発明は、以上のような基礎実験の結果に基づき、さらに検討を加えた結果完成されたものである。

【0036】

以下、本発明に係るフェライト系ステンレス鋼について詳細に説明する。

まず、本発明の成分組成について説明する。

【0037】

C：0.015%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%を超えて含有すると、
10 韌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含有量を0.015%以下とする。なお、成形性を確保する観点からは、C含有量は低いほど好ましく、0.008%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含有量は0.001%以上含有することが好ましく、より好ましくは、0.002~0.008%の範囲である。

【0038】

Si：0.4~1.0%

Siは、水蒸気雰囲気中での耐酸化性向上のために重要な元素である。図6に示したように、SUS444と同等の耐水蒸気酸化特性を得るためには0.4%以上含有させることが必要である。一方、Si含有量が1.0%を超えると加工性が著しく低下する。この
20 ため、Si含有量を0.4~1.0%の範囲とする。より好ましくは、0.4~0.8%の範囲である。Si含有量を0.4%以上とすることにより耐水蒸気酸化特性が向上する詳細なメカニズムは必ずしも明らかではないが、Siを0.4%以上とすることにより鋼板表面に緻密なSi酸化物層が連続的に生成し、外部からのガス成分の侵入を抑制することで耐水蒸気酸化特性が向上したものと考えられる。より厳しい環境下での耐酸化性を必要とする場合は、Si含有量を0.5%以上とすることが好ましい。

【0039】

Mn：1.0%以下

Mnは、鋼の強度を高める元素であり、脱酸剤としての作用も有するが、過剰に含有すると高温で相が生成しやすくなり、耐熱性を低下させる。このため、Mn含有量を1.
30 0%以下とする。好ましくは、0.7%以下である。また、強度を高める効果および脱酸効果を得るためには、0.05%以上が好ましい。

【0040】

P：0.040%以下

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。このため、P含有量を0.040%以下とする。好ましくは、0.030%以下である。

【0041】

S：0.010%以下

Sは、伸びやr値を低下させ、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
40 。このため、S含有量を0.010%以下とする。好ましくは、0.005%以下である。

【0042】

Cr：12%以上16%未満

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、その含有量が12%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、特にその含有量が16%以上になると、上記弊害が顕著となる。このため、Cr含有量を12%以上16%未満の範囲とする。より好ましくは、12~15%の範囲である。

【0043】

10

20

30

40

50

N : 0 . 0 1 5 % 以下

N は、鋼の靱性および成形性を低下させる元素であり、0 . 0 1 5 % を超えて含有すると、上記低下が顕著となる。このため、N 含有量を 0 . 0 1 5 % 以下とする。なお、N は、靱性、成形性を確保する観点からは、できるだけ低減するのが好ましく、0 . 0 1 0 % 未満とするのが望ましい。

【 0 0 4 4 】

N b : 0 . 3 ~ 0 . 6 5 %

N b は、C , N と炭化物、窒化物または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 . 3 % 以上含有させることで認められる。一方、その含有量が 0 . 6 5 % を超えると、F e と N b の金属間化合物である L a v e s 相 (F e ₂ N b) が析出しやすくなり、脆化を促進する。このため、N b 含有量を 0 . 3 ~ 0 . 6 5 % の範囲とする。好ましくは、0 . 4 ~ 0 . 5 5 % の範囲である。

10

【 0 0 4 5 】

M o : 0 . 1 % 以下

M o 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 . 1 % 以下の範囲で混入することがある。このため、M o 含有量を 0 . 1 % 以下とする。

【 0 0 4 6 】

W : 0 . 1 % 以下

W は、M o 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 . 1 % 以下の範囲で混入することがある。このため、W 含有量を 0 . 1 % 以下とする。

20

【 0 0 4 7 】

C u : 1 . 0 ~ 2 . 5 %

C u 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、S U S 4 4 4 と同等以上の熱疲労特性を得るには、C u 含有量を 1 . 0 % 以上とすることが必要である。しかし、その含有量が 2 . 5 % を超えると、熱処理後の冷却時に - C u が析出し、鋼が著しく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、C u を含有させることにより、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、必ずしも明らかになっているわけではないが、生成したスケール直下の脱 C r 層に C u 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 C r の再拡散を抑制するためと考えられる。このため、C u 含有量を 1 . 0 ~ 2 . 5 % の範囲とする。より好ましくは、1 . 1 ~ 1 . 8 % の範囲である。

30

【 0 0 4 8 】

T i : 0 . 1 5 % 以下

T i は、N b と同様、C , N を固定して、耐食性や成形性、溶接部の粒界腐食性を向上させる作用を有する。しかし、そのような効果は、N b を含有している本発明の成分系では、その含有量が 0 . 1 5 % を超えると飽和するとともに、固溶硬化によって鋼が硬質化する。このため、T i 含有量を 0 . 1 5 % 以下とする。T i は N b と比べて N と結合しやすく粗大な T i N を形成しやすい。粗大な T i N は亀裂の起点となりやすく靱性を低下させるので、熱延板の靱性が必要な場合には 0 . 0 1 % 以下とするのが好ましい。なお、本発明では T i は積極的に含有させる必要はなく、したがって、下限は 0 % を含むものである。

40

【 0 0 4 9 】

A l : 0 . 2 ~ 1 . 0 %

A l は、図 5 に示したように、C u 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。また、A l は、鋼中に固溶することにより固溶強化元素としても作用し、特に

50

800 を超える温度での高温強度を上昇させる効果を持つため、本発明において高温疲労特性向上のため重要な元素である。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 Al は 0.2% 以上含有させることが必要である。一方、1.0% を超えて含有させると、鋼が硬質化して加工性が低下する。よって、Al 含有量を 0.2 ~ 1.0% の範囲とする。より好ましくは、0.3 ~ 1.0% の範囲である。一層好ましくは、0.3 ~ 0.5% の範囲である。

【0050】

Si Al

上述のように、Al は、鋼中に固溶することにより固溶強化元素としても作用し、特に 800 を超える温度での高温強度を上昇させる効果を持つため、本発明において高温疲労特性向上のため重要な元素であり、Si はこのような Al の固溶強化作用を有効に活用するために重要な元素である。Si 量が Al 量よりも少ない場合、高温において Al が優先的に酸化物や窒化物を形成し固溶 Al 量が減少するため、Al は強化に寄与しなくなってしまふ。一方、Si 量が Al 量より多ければ Si が優先的に酸化し、鋼板表面に緻密な酸化物層を連続的に形成する。この酸化物層が酸素や窒素の拡散の障壁となり、外部からの酸素や窒素の拡散が抑制されるため、Al は酸化や窒化することなく固溶状態が保たれ、固溶強化によって鋼を強化して高温疲労特性を向上させることができる。このため SUS444 と同等以上の高温疲労特性を得るには Si Al を満たす必要がある。

10

【0051】

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、下記の範囲で含有させてもよい。

20

【0052】

B : 0.003% 以下

B は、加工性、特に 2 次加工性を向上させるのに有効な元素である。しかし、その含有量が 0.0030% を超えると、BN を生成して加工性を低下させる。このため、B を含有させる場合は、その含有量を 0.0030% 以下とする。上記効果は 0.0004% 以上で有効に発揮されるため、0.0004 ~ 0.0030% の範囲がより好ましい。

【0053】

REM : 0.08% 以下、Zr : 0.5% 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、本発明では、必要に応じて含有させることができる。しかし、REM 含有量が 0.080% を超えると鋼が脆化し、また、Zr 含有量が 0.50% を超えると Zr 金属間化合物が析出してやはり鋼が脆化する。このため、REM を含有させる場合はその含有量を 0.080% 以下、Zr を含有させる場合はその含有量を 0.50% 以下とする。上記効果は、REM が 0.01% 以上、Zr が 0.005% 以上で有効に発揮されるため、REM 含有量は 0.01 ~ 0.080%、Zr 含有量は 0.005 ~ 0.50% の範囲が好ましい。

30

【0054】

V : 0.5% 以下

V は、加工性の向上および耐酸化性に有効な元素である。しかし、その含有量が 0.50% を超えると、粗大な V(C, N) を析出し、表面性状を劣化させる。このため、V を含有させる場合は、その含有量を 0.50% 以下とする。加工性および耐酸化性を向上させる効果は、0.15% 以上で有効に発揮されるため、0.15 ~ 0.50% が好ましい。より好ましくは、0.15 ~ 0.4% の範囲である。

40

【0055】

Co : 0.5% 以下

Co は、韌性の向上に有効な元素であるとともに、高温強度を上昇させる元素である。しかし、Co は、高価な元素であり、また、その含有量が 0.5% を超えても、上記効果は飽和する。このため、Co を含有させる場合は、その含有量を 0.5% 以下とする。上記効果は 0.02% 以上で有効に発揮されるため、0.02 ~ 0.5% の範囲が好ましい

50

。より好ましくは、0.02～0.2%の範囲である。

【0056】

Ni：0.5%以下

Niは、韌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、その含有量が0.5%を超えると耐酸化性を低下させる。このため、Niを含有させる場合は、その含有量を0.5%以下とする。上記効果は0.05%以上で有効に発揮されるため、0.05～0.5%の範囲が好ましい。より好ましくは、0.05～0.4%の範囲である。

【0057】

残部は、Feおよび不可避的不純物である。不可避的不純物のうちOは0.010%以下、Snは、0.005%以下、Mgは0.005%以下、Caは0.005%以下とすることが好ましい。より好ましくは、Oは0.005%以下、Snは、0.003%以下、Mgは0.003%以下、Caは0.003%以下である。

10

【0058】

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は、フェライト系ステンレス鋼の通常の製造方法により製造することができ、その製造条件は特に限定されるものではない。例えば、転炉、電気炉等の公知の溶解炉で鋼を溶製し、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鋼とし、次いで、連続鑄造法あるいは造塊-分塊圧延法で鋼片(スラブ)とし、その後、熱間圧延、熱延板焼鈍、酸洗、冷間圧延、仕上焼鈍、酸洗等の各工程を経て冷延焼鈍板とする方法を好適な製造方法として挙げることができる。なお、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。

20

【0059】

より好ましい製造条件としては、以下に示すようなものを挙げることができる。

熱間圧延工程および冷間圧延工程の一部条件を特定条件とすることが好ましい。また、製鋼においては、前記必須成分および必要に応じて含有させる成分を含有する溶鋼を、転炉あるいは電気炉等で溶製し、VOD法により二次精錬を行うのが好ましい。溶製した溶鋼は、公知の製造方法にしたがって鋼素材とすることができるが、生産性および品質の観点から、連続鑄造法によるのが好ましい。連続鑄造して得られた鋼素材は、例えば、1000～1250に加熱され、熱間圧延により所望の板厚の熱延板とされる。もちろん、板材以外として加工することもできる。この熱延板は、必要に応じて、600～800のバッチ式焼鈍あるいは900～1100の連続焼鈍を施した後、酸洗等により脱スケールされ熱延板製品となる。また、必要に応じて、酸洗の前にショットブラストしてスケール除去してもよい。

30

【0060】

さらに、冷延焼鈍板を得るためには、上記で得られた熱延焼鈍板が、冷間圧延工程を経て冷延板とされる。この冷間圧延工程では、生産上の都合により、必要に応じて中間焼鈍を含む2回以上の冷間圧延を行ってもよい。1回または2回以上の冷間圧延からなる冷延工程の総圧下率を60%以上、好ましくは70%以上とする。冷延板は、900～1150、さらに好ましくは950～1120の連続焼鈍(仕上げ焼鈍)、次いで酸洗を施されて、冷延焼鈍板とされる。また、用途によっては、冷延焼鈍後に軽度の圧延(スキンプス圧延等)を加えて、鋼板の形状、品質調整を行うこともできる。

40

【0061】

このような製造方法により得られた熱延板製品、あるいは冷延焼鈍板製品を用い、それぞれの用途に応じた曲げ加工等を施し、自動車やオートバイの排気管、触媒外筒材および火力発電プラントの排気ダクトあるいは燃料電池関連部材(例えばセパレーター、インタ

50

ーコネクター、改質器等)に成形される。これらの部材を溶接するための溶接方法は、特に限定されるものではなくM I G (Metal Inert Gas)、M A G (Metal Active Gas)、T I G (Tungsten Inert Gas)等の通常のアーク溶接方法や、スポット溶接、シーム溶接等の抵抗溶接方法、および電縫溶接方法などの高周波抵抗溶接、高周波誘導溶接が適用可能である。

【実施例】

【0062】

[実施例1]

表1に示す成分組成を有するNo. 1~23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、1040で仕上焼鈍し、平均冷却速度5 / secで冷却し、酸洗して板厚が2mmの冷延焼鈍板とした。No. 1~11は本発明の範囲内の本発明例、No. 12~23は本発明の範囲から外れる比較例である。なお、比較例のうち、No. 19は、Nb-Si複合添加鋼の例としてJFE429EXの組成に相当するものであり、No. 20は、SUS444の組成に相当するものであり、No. 21、22、23は、それぞれ特許文献2の発明例3、特許文献3の発明例3、特許文献4の発明例5の組成に相当するものである。

10

【0063】

以上のようにして得られたNo. 1~23の冷延焼鈍板について、以下に示す2種類の耐酸化性試験、高温疲労試験、室温引張試験に供した。

20

【0064】

<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、950に加熱保持された大気雰囲気中の炉内に吊り下げて、200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。

30

【0065】

<水蒸気雰囲気中連続酸化試験>

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、脱脂を行った。その後10vol%CO₂-20vol%H₂O-5vol%O₂-bal.N₂ガスを0.5L/minで流して水蒸気雰囲気にし、かつ950に加熱された炉中に200時間保持し、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。

【0066】

<高温疲労試験>

上記のようにして得た各種冷延焼鈍板から、図3に示すような形状の試験片を切り出し、シエンク式疲労試験機により850において1300rpmで鋼板を両振りした。なお、試験時には鋼板表面に70MPaの曲げ応力を付与し、破断までのサイクル数で評価した。

40

【0067】

<室温引張試験>

上記冷延焼鈍板から圧延方向(L方向)、圧延方向に直角方向(C方向)、圧延方向に45°方向(D方向)のそれぞれを引張方向とするJIS13B号引張試験片をそれぞれ作製し、室温で各方向の引張試験を行って破断伸びを測定し、平均伸びE1を下記式から求めた。

$$\text{平均伸び } E_1 (\%) = (E_L + 2E_D + E_C) / 4$$

50

ここで、 E_L : L方向の E_L (%)、 E_D : D方向の E_L (%)、 E_C : C方向の E_L (%)

【0068】

[実施例2]

実施例1において2分割した50kg鋼塊の残り鋼塊を、1170 に加熱後、熱間圧延して厚さ：30mm×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のバーとし、1040 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、以下に示す熱疲労試験に供した。

【0069】

<熱疲労試験>

熱疲労試験は、拘束率0.30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、昇温速度および、降温速度は、それぞれ10 / secとし、100 での保持時間は2min、850 での保持時間は5min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。

【0070】

上記実施例1の大気中連続酸化試験、水蒸気雰囲気中連続酸化試験、高温疲労試験および室温引張試験の結果および実施例2の熱疲労試験の結果を表2にまとめて示した。表2から明らかのように、本発明の範囲内である本発明例の鋼は、いずれもSUS444と同等以上の耐熱性(耐酸化性、熱疲労特性、高温疲労特性)かつ室温における三方向(L、C、D方向)の平均伸び36%以上の優れた加工性を有しており、本発明の目標を満たしていることが確認された。これに対して、本発明の範囲を外れる比較例の鋼は、耐酸化性、熱疲労特性、高温疲労特性、および加工性のいずれかが劣っており、本発明の目標が達成されていないことが確認された。

【0071】

10

20

【表 1】

化学組成の単位: mass%

試料 No	C	Si	Mn	Al	P	S	Cr	Cu	Nb	Ti	Mo	W	N	その他	Si-Al	備考
1	0.008	0.84	0.25	0.51	0.031	0.002	12.8	1.32	0.48	0.008	0.02	0.02	0.008		0.33	本発明例
2	0.007	0.76	0.28	0.40	0.029	0.003	14.5	1.45	0.46	0.007	0.03	0.01	0.009		0.36	本発明例
3	0.008	0.91	0.31	0.67	0.030	0.003	15.1	1.48	0.49	0.009	0.02	0.02	0.007		0.24	本発明例
4	0.009	0.69	0.29	0.38	0.028	0.003	13.4	1.23	0.47	0.007	0.02	0.03	0.008		0.31	本発明例
5	0.006	0.54	0.54	0.31	0.027	0.004	15.2	1.37	0.44	0.006	0.01	0.02	0.008		0.23	本発明例
6	0.007	0.89	0.48	0.43	0.028	0.003	14.3	1.54	0.49	0.008	0.01	0.03	0.007		0.46	本発明例
7	0.009	0.76	0.24	0.37	0.029	0.003	14.9	1.19	0.46	0.009	0.03	0.02	0.006		0.39	本発明例
8	0.007	0.80	0.73	0.45	0.025	0.003	13.7	1.67	0.45	0.007	0.02	0.01	0.007	V:0.21	0.35	本発明例
9	0.007	0.73	0.81	0.40	0.026	0.004	15.5	1.59	0.45	0.008	0.02	0.01	0.007	B:0.0015	0.33	本発明例
10	0.008	0.68	0.69	0.32	0.026	0.002	12.9	1.24	0.43	0.008	0.01	0.02	0.008	Co:0.09	0.36	本発明例
11	0.007	0.94	0.39	0.52	0.028	0.002	13.5	1.55	0.45	0.007	0.01	0.02	0.007	Ni:0.34	0.42	本発明例
12	0.006	1.34	0.50	0.37	0.024	0.003	14.0	1.15	0.46	0.006	0.01	0.03	0.006		0.97	比較例
13	0.007	0.69	0.44	1.49	0.025	0.002	12.7	1.46	0.47	0.009	0.02	0.02	0.007		-0.80	比較例
14	0.008	0.92	0.78	0.13	0.027	0.003	15.6	1.29	0.48	0.007	0.02	0.02	0.008		0.79	比較例
15	0.009	0.47	0.63	0.68	0.029	0.002	14.4	1.51	0.46	0.008	0.03	0.02	0.006		-0.21	比較例
16	0.008	0.81	0.35	0.54	0.026	0.003	13.9	0.53	0.44	0.007	0.02	0.01	0.008		0.27	比較例
17	0.008	0.52	0.21	0.39	0.030	0.004	17.1	1.46	0.48	0.003	0.02	0.02	0.008	V:0.06	0.13	比較例
18	0.007	0.76	0.84	0.43	0.027	0.003	9.7	1.64	0.43	0.008	0.01	0.03	0.007		0.33	比較例
19	0.007	0.87	0.33	0.03	0.029	0.002	14.8	0.02	0.44	0.030	0.01	0.01	0.007		0.84	比較例*1
20	0.008	0.31	0.42	0.02	0.031	0.003	18.7	0.02	0.52	0.003	1.87	0.02	0.008		0.29	比較例*2
21	0.008	0.32	0.05	0.01	0.028	0.002	17.0	1.93	0.33	0.002	0.01	0.02	0.010	Ni:0.10 V:0.10	0.31	比較例*3
22	0.009	0.46	0.54	0.00	0.029	0.003	18.9	1.36	0.35	0.080	0.01	0.02	0.007	Ni:0.10 V:0.03 B:0.0030	0.46	比較例*4
23	0.006	0.22	0.05	0.05	0.005	0.005	18.8	1.65	0.42	0.090	0.02	0.02	0.006	Ni:0.15	0.17	比較例*5

下線は本発明の範囲外

*1: Nb-Si複合添加鋼 *2: SUS444 *3: 特許文献2の発明例3

*4: 特許文献3の発明例3 *5: 特許文献4の発明例5

【表 2】

試料 No	酸化 増量 (g/m ²)	熱疲労 寿命 (サイクル)	水蒸気 酸化増量 (g/m ²)	三方向平 均伸び (%)	850℃での高温 疲労寿命 (×10 ⁵ サイクル)	備考
1	18	1330	34	36	30	本発明例
2	17	1340	34	36	33	本発明例
3	16	1350	33	36	26	本発明例
4	17	1370	34	37	29	本発明例
5	16	1340	35	37	27	本発明例
6	16	1310	33	36	32	本発明例
7	16	1370	34	37	31	本発明例
8	17	1360	34	36	36	本発明例
9	16	1340	34	36	27	本発明例
10	18	1300	34	37	29	本発明例
11	17	1410	33	36	33	本発明例
12	17	1280	39	32	30	比較例
13	18	1380	71	31	9	比較例
14	55	1300	49	37	15	比較例
15	17	1290	77	36	11	比較例
16	15	910	32	38	26	比較例
17	13	1440	29	34	31	比較例
18	52	1300	>100	38	14	比較例
19	45	630	>100	34	8	比較例*1
20	19	1250	37	31	24	比較例*2
21	>100	1650	>100	31	15	比較例*3
22	>100	1380	>100	35	10	比較例*4
23	>100	1540	>100	34	12	比較例*5

下線は本発明の範囲外

*1: Nb-Si複合添加鋼 *2: SUS444 *3: 特許文献2の発明例3

*4: 特許文献3の発明例3 *5: 特許文献4の発明例5

【産業上の利用可能性】

【0073】

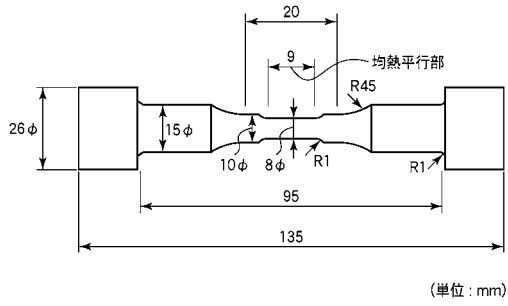
本発明の鋼は、自動車等の排気系部材用として好適であるだけでなく、同様の特性が要求される火力発電システムの排気系部材や固体酸化物タイプの燃料電池用部材としても好適に用いることができる。

10

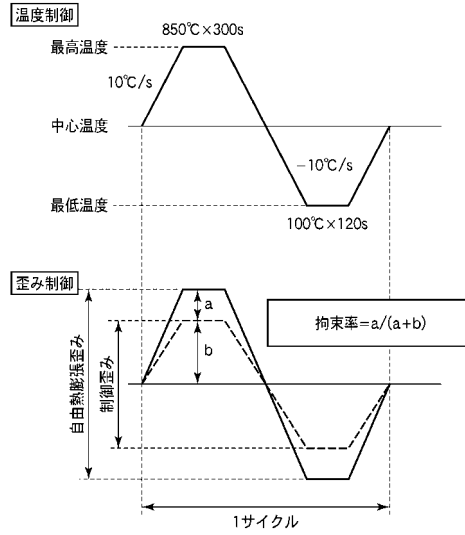
20

30

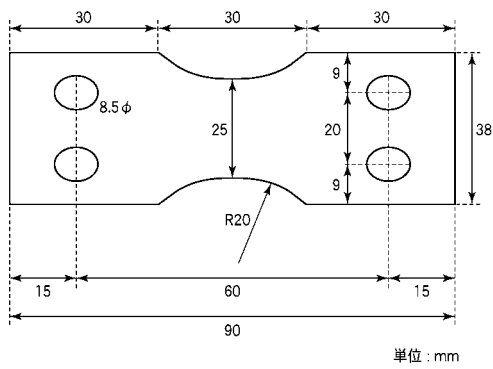
【 図 1 】



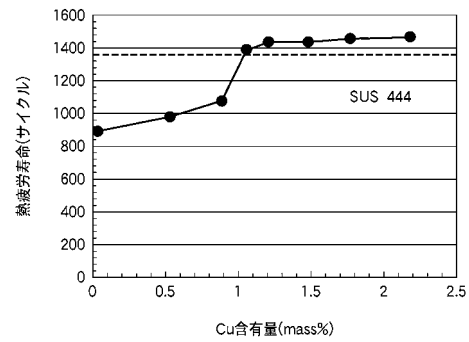
【 図 2 】



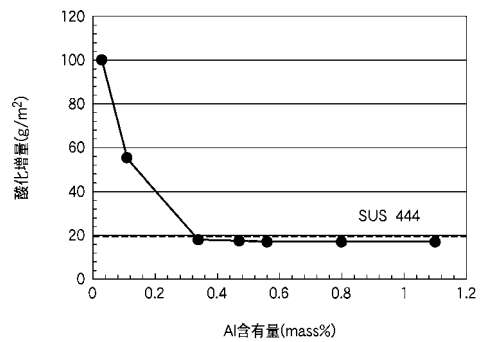
【 図 3 】



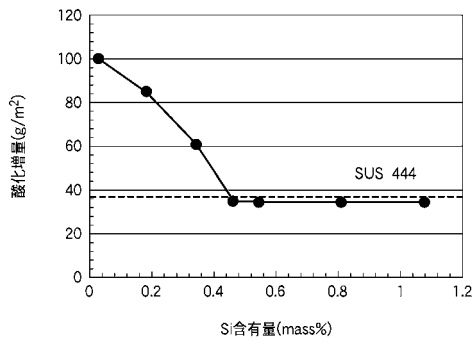
【 図 4 】



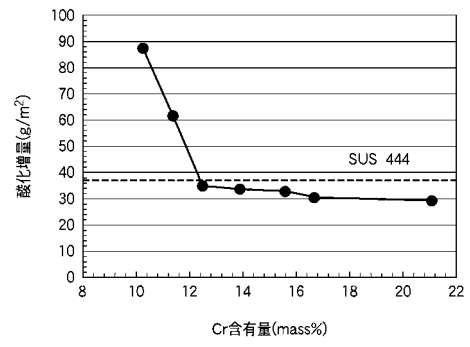
【 図 5 】



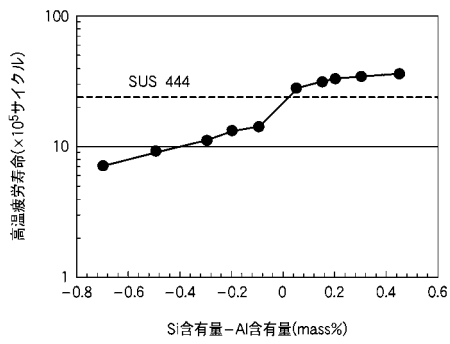
【 図 6 】



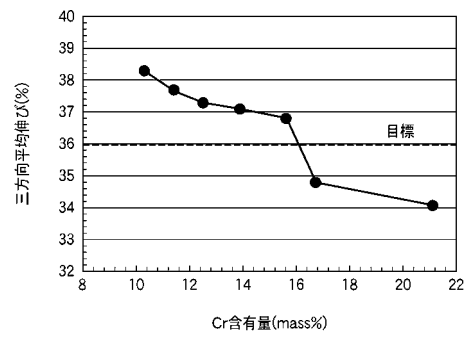
【 図 8 】



【 図 7 】



【 図 9 】



フロントページの続き

(72)発明者 尾形 浩行

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