

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5297630号
(P5297630)

(45) 発行日 平成25年9月25日(2013.9.25)

(24) 登録日 平成25年6月21日(2013.6.21)

(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 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/38
C 2 1 D 6/00 (2006.01)	C 2 1 D 6/00 1 0 2 E

請求項の数 4 (全 12 頁)

(21) 出願番号	特願2007-292054 (P2007-292054)	(73) 特許権者	503378420
(22) 出願日	平成19年11月9日 (2007.11.9)		新日鐵住金ステンレス株式会社
(65) 公開番号	特開2008-240143 (P2008-240143A)		東京都千代田区大手町二丁目6番1号
(43) 公開日	平成20年10月9日 (2008.10.9)	(74) 代理人	100107892
審査請求日	平成22年8月9日 (2010.8.9)		弁理士 内藤 俊太
(31) 優先権主張番号	特願2007-45449 (P2007-45449)	(74) 代理人	100105441
(32) 優先日	平成19年2月26日 (2007.2.26)		弁理士 田中 久喬
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(72) 発明者	濱田 純一
			東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新
			日鐵住金ステンレス株式会社内
		(72) 発明者	梶村 治彦
			東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新
			日鐵住金ステンレス株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】耐熱性に優れた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%にて、C：0.01%以下、N：0.02%以下、Si：0.1～1%、Mn：0.1～2%、Cr：10～30%、Mo：0.1～1%、Cu：1～2%、Nb：0.2～0.7%、Ti：0.01～0.3%、B：0.0002～0.0050%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、750における0.2%耐力が70MPa以上であることを特徴とする耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

【請求項2】

900における0.2%耐力が20MPa以上であることを特徴とする請求項1記載の耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

【請求項3】

750で100hr時効熱処理した後の750における0.2%耐力が40MPa以上、900で100hr時効した後の900における0.2%耐力が15MPa以上であることを特徴とする請求項1または2記載の耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

【請求項4】

質量%にて、Al：3%以下、V：1%以下、W：3%以下、Sn：1%以下、Zr：1%以下の1種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

【発明の詳細な説明】

10

20

【技術分野】

【0001】

本発明は、特に高温強度や耐酸化性が必要な排気系部材などの使用に最適な耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板に関するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車の排気マニホールド、フロントパイプおよびセンターパイプなどの排気系部材は、エンジンから排出される高温の排気ガスを通すため、排気部材を構成する材料には耐酸化性、高温強度、熱疲労特性など多様な特性が要求される。

【0003】

従来、自動車排気部材には鋳鉄が使用されるのが一般的であったが、排ガス規制の強化、エンジン性能の向上、車体軽量化などの観点から、ステンレス鋼製の排気マニホールドが使用されるようになった。排ガス温度は、車種によって異なるが、近年では750～900程度が多く、このような温度域で長時間使用される環境において高い高温強度、耐酸化性を有する材料が要望されている。

【0004】

ステンレス鋼の中でオーステナイト系ステンレス鋼は、耐熱性や加工性に優れているが、熱膨張係数が大きいため、排気マニホールドの様に加熱・冷却を繰り返し受ける部材に適用した場合、熱疲労破壊が生じやすい。

【0005】

一方、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて熱膨張係数が小さいため、熱疲労特性や耐スケール剥離性に優れている。また、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて、Niを含有しないため材料コストも安く、汎用的に使用されている。但し、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて、高温強度が低いため、高温強度を向上させる技術が開発されてきた。例えば、SUS430J1(Nb添加鋼)、Nb-Si添加鋼、SUS444(Nb-Mo添加鋼)があり、Nb添加を基本に、Si、Moの添加によって高温強度を向上させるものであった。この中で、SUS444は2%程度のMoを添加するため、最も高強度であるが、加工性が劣るとともに、高価なMoを多量に含むためコストが高いという問題があった。

【0006】

上記の合金以外にも種々の添加元素が検討されている。特許文献1～4には、CuあるいはCu-V複合添加を行う技術が開示されている。特許文献1におけるCu添加は低温靱性向上のために0.5%以下の添加が検討されており、耐熱性の観点からの添加ではない。特許文献2～4では、Cu析出物による析出硬化を利用して600あるいは700～800の温度域における高温強度を向上させる技術が開示されている。特許文献1, 2および特許文献5～7には、高温特性に優れたフェライト系ステンレス鋼として、Bを含有した鋼が開示されている。Cu添加による高温強度向上についての従来技術は、Cu析出物を利用したものであるが、Cu析出物は長時間高温に曝された場合、析出物の凝集・合体による粗大化が急速に生じるため、析出強化能が著しく低下してしまう問題がある。排気マニホールドの様に、エンジンの起動・停止に伴う熱サイクルを受ける場合、長時間使用段階で著しく高温強度が低下して熱疲労破壊を起こす危険性が生じることになる。また、エンジン構造によっては排気ガス温度が、900程度まで上がる場合がある。特許文献2に記載されている様にCu添加あるいはCu-V複合添加は900における耐力はSUS444レベルに到達しないことから、排気部品として十分な信頼性を得るものではなかった。従来知見におけるB添加は、加工性改善目的のため、粒界偏析による粒界強度を向上させて、2次加工性を向上させるもので、高温特性への影響は明確では無かった。

【0007】

【特許文献1】特開2006-37176号公報

【特許文献2】国際公開WO2003/004714号公報

10

20

30

40

50

【特許文献3】特許第3468156号公報
【特許文献4】特許第3397167号公報
【特許文献5】特開平9-279312号公報
【特許文献6】特開2000-169943号公報
【特許文献7】特開平10-204590号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明は、特に排気ガスの最高温度が750～900 となる熱環境下における耐熱性に優れた材料として、750～900 という広範囲な温度域で長期間安定的に耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼を、高価なMoを2%程度含有するSUS444よりも少量の添加で提供することを目的とする。

10

【課題を解決するための手段】

【0009】

上記課題を解決するために、本発明者らは750～900 における高温強度の発現性について詳細に調査した。さらに、長時間使用、熱サイクルを受ける環境を考慮し、高温域での変形特性に加え、低中温域での変形特性が熱疲労寿命にどの様に作用するかを念に調べた。そして、かかる目的を達成すべく種々の検討を重ねた結果、以下の知見を得た。この特徴として、750 程度の温度域では析出物が多量に析出することから、析出物の形態を制御する合金添加が有効である。具体的には、Nb系析出物であるLaves相およびCu添加により析出するε-Cuを微細析出させることにより、析出強化の活用とともに時効熱処理による強度低下を抑えることが、排気部材としての長期安定性に対して有効である。これら、Laves相およびε-Cuの微細分散化を検討した結果、Nb-Cu-B複合添加が微細析出化および粗大化抑制に有効であることが判明した。更に、析出物が溶解する900 程度の高温域での使用に対しては、析出強化能は低下するため、強化に寄与する元素の固容量の確保が重要である。固溶Nbは強化能が高いが、固溶Cuは強化能力が低いいため、SUS444よりも微量のMo添加によって、高温域の強度向上を達成した。これにより、特許文献2で開示されているMo：0.1%未満のNb-Cu添加鋼ではSUS444並の高温強度確保が出来なかった900 において、高い高温強度を得ることが出来るようになった。即ち、Nb-Cu-B添加により750 程度の温度域の高温強度を得るとともに、従来のCu添加あるいはCu-V添加鋼で問題であった適用温度上限となる900 近傍の高温域での耐熱性について、現状使用されている高強度材であるSUS444と同等の耐熱性を有し、かつ低Mo成分の低コスト鋼材を提供することを可能とした。

20

30

【0010】

以上のとおり本発明では、B添加は高温雰囲気下で生成する析出物を微細分散させ、高温強度への寄与が大きいことを見出した。即ち、本発明においては、高温強度に対するCuやBの効果において、従来発明とは異なる作用効果を見出し、高温強度向上を図った。そして、SUS444に含有するMo量よりも少ない微量Mo添加もあわせて、Nb-Cu-B複合添加による析出物を微細化、固溶強化能の最大限に発揮させた耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板を発明した。更に、耐酸化性に対する検討において、Cu添加鋼はCu無添加鋼と比較して、900 以上の温度域で異常酸化またはスケール剥離が起こりやすい傾向にあることを知見した。これを適量のSiを添加することにより防止できることを見出し、高温域まで安定した耐酸化性を持つ鋼材を提供することを可能とした。

40

【0011】

上記課題を解決する本発明の要旨は、

(1) 質量%にて、C：0.01%以下、N：0.02%以下、Si：0.1～1%、Mn：0.1～2%、Cr：10～30%、Mo：0.1～1%、Cu：1～2%、Nb：0.2～0.7%、Ti：0.01～0.3%、B：0.0002～0.0050%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、750 における0.2%耐力が70

50

MPa 以上であることを特徴とする耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

(2) 900 における 0.2% 耐力が 20 MPa 以上であることを特徴とする請求項 1 記載の耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

(3) 750 で 100 hr 時効熱処理した後の 750 における 0.2% 耐力が 40 MPa 以上、900 で 100 hr 時効した後の 900 における 0.2% 耐力が 15 MPa 以上であることを特徴とする請求項 1 または 2 記載の耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

(4) 質量%にて、Al: 3% 以下、V: 1% 以下、W: 3% 以下、Sn: 1% 以下、Zr: 1% 以下の 1 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の耐熱性に優れたフェライト系ステンレス鋼板。

10

【0012】

ここで、下限の規定が無いものについては、不可避的不純物レベルまで含むことを示す。

【発明の効果】

【0013】

本発明によれば特に高価な Mo を多量に添加しなくても SUS444 に近い高温特性が得られ、特に自動車などの排気系部材に適用することにより、環境対策や部品の低コスト化などに大きな効果が得られる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0014】

以下に本発明の限定理由について説明する。

20

【0015】

図 1 は、18% Cr - 0.003% C - 0.1% Si - 1% Mn - 0.5% Mo - 0.55% Nb - 0.1% Ti - 0.007% N - 0.001% B 鋼の基本組成に種々の含有量で Cu を添加した場合の 750 と 900 で 0.2% 耐力を測定した結果である。この際、比較のために、Nb - Si 添加鋼 (14% Cr - 0.003% C - 1% Si - 1% Mn - 0.01% Mo - 0.03% Cu - 0.5% Nb - 0.007% N)、SUS444 (19% Cr - 0.005% C - 0.3% Si - 1% Mn - 2% Mo - 0.03% Cu - 0.6% Nb - 0.01% N) も同様に試験した。また、図 2 は、同材料を 750 および 900 で 100 hr 時効熱処理した後、それぞれ 750 および 900 における 0.2% 耐力を示すものである。時効熱処理は、排ガス部材の長時間使用を模擬したもので、100 hr の時効処理が自動車等の一般車両の耐用期間に相当するものである。図 1 から 750 における 0.2% 耐力は、約 1% 以上の Cu 量の増加に伴い急激に増加しており、Cu 添加量が 1% 以上で SUS444 以上の 750 耐力を有することが分かる。また、900 耐力については、Cu の強化能は小さいものの、1% 以上の Cu 添加で SUS444 並の耐力を有することが分かる。即ち、本発明の鋼は SUS444 に比べて低 Mo 鋼であるが、750 程度の中温域、900 程度の高温域でも SUS444 以上の高温耐力を有している。また、図 2 に示す様に、750 および 900 で 100 hr 時効熱処理すると図 1 に比べて耐力は低下し、SUS444 に比べて若干低耐力であるが、1% 以上 Cu 添加した鋼は、Nb - Si 添加鋼よりも格段に高い耐力を有していることが分かる。即ち、100 hr の長時間の時効熱処理を施した場合、SUS444 には若干及ばないものの、Nb - Si 添加鋼よりも高耐力を維持する。ここで、本発明の鋼の Mo 含有量は SUS444 よりもかなり少量である点がポイントである。これらの現象の要因としては、Cu 添加による Cu 析出物、Nb 添加による Laves 相が析出するが、B 添加によりこれらが微細析出し、析出強化能が高くなることが第一に考えられる。これらの析出物は時効熱処理により粗大化するが、B 添加の影響で粗大化が大幅に遅れ、析出強化能を維持すると考えられる。また、Mo を添加すると Laves 相が生成し易いが、Cu との複合添加によって Mo の溶解度が上がり、少ない Mo 添加でも固溶 Mo 量が確保されていると推察される。本発明の鋼は、低 Mo 成分であるにも関わらず、Nb - Cu - B 複合添加により、高温での初期耐力が SUS444 以上に高く、長時間使用においても、Nb - S

30

40

50

i 添加鋼よりも高耐力を維持することが特徴である。

【0016】

C は、成形性と耐食性を劣化させ、高温強度の低下をもたらすため、その含有量は少ないほど良いため、0.01%以下とした。但し、過度の低減は精錬コストの増加に繋がるため、0.001~0.005%が望ましい。

【0017】

N は C と同様、成形性と耐食性を劣化させ、高温強度の低下をもたらすため、その含有量は少ないほど良いため、0.02%以下とした。但し、過度の低減は精錬コストの増加に繋がるため、0.003~0.015%が望ましい。

【0018】

Si は、脱酸剤としても有用な元素であるが、高温特性と耐酸化性を改善するために非常に重要な元素である。200 程度の低温域から750 程度の中温域における高温強度は、Si 量の増加とともに向上し、その効果は0.05%以上で発現する。また、Si は高温でLaves相と呼ばれるFeとNbを主体とする金属間化合物の析出を促進する。Laves相は熱サイクル環境下では微細析出・固溶を繰り返し、微細析出した場合には析出強化により高温強度を向上させる。一方、1%超の添加によりLaves相が過度に析出および凝集・粗大化して、析出強化能は無くなるため、その上限を1%とする。また、耐酸化性に関して、Si 添加量が1%以下の場合、900 まででは異常酸化またはスケール剥離は見られず、十分な耐酸化性を示すが、900 を超える温度域、たとえば、925 では、Si 添加量が0.1%未満の場合、異常酸化が起こりやすい傾向となり、0.5%超ではスケール剥離が起こりやすい傾向となる。想定使用温度が900 以下のため、問題ないと考えても良いが、表面疵の発生等耐酸化を劣化させる要因が加わることを想定し、耐酸化性に余裕があることが好ましく、この場合、0.1~0.5%が望ましい。

【0019】

Mn は、脱酸剤として添加される元素で、750 程度の中温域での強度上昇に寄与する。また、長時間使用中にMn系酸化物表層に形成し、スケール密着性や異常酸化抑制効果に寄与する。その効果は0.1%以上で発現する。一方、2%超の過度な添加は、常温の均一伸びを低下させる他、MnSを形成して耐食性を低下させたり、耐酸化性の劣化をもたらす。これらの観点から、上限を2%とした。更に、高温延性やスケール密着性を考慮すると、0.3~1.5%が望ましい。

【0020】

Cr は、本発明において、耐酸化性確保のために必須な元素である。10%未満では、その効果は発現せず、30%超では加工性を低下させたり、靱性の劣化をもたらすため、10~30%とした。更に、高温延性、製造コストを考慮すると13.5~19%が望ましい。

【0021】

Mo は、耐食性を向上させるとともに、高温酸化を抑制したり、固溶強化による高温強度向上に対して有効である。しかしながら、高価であるとともに、常温における均一伸びを低下させる。また、過度な添加はLaves相の粗大析出を促進し、中温域における析出強化能を低下させる。本発明のNb-Cu-B添加鋼においては、Cu添加による固溶Mo増が得られ、かつB添加によるLaves相微細化が0.1%以上のMo添加で得られることから、下限を0.1%とした。1%超の過度な添加はLaves相の粗大化を促進して高温強度には寄与せず、かつコスト増になることから、上限を1%とした。更に、製造性、コストおよび900 の様な高温域での強度安定性を考慮すると、望ましくは、0.2~0.5%が望ましい。

【0022】

Ti は、C, N, S と結合して耐食性、耐粒界腐食性、深絞り性の指標となるr 値を向上させる元素である。また、Nbとの複合添加において、適量添加することにより高温強度の向上、高温延性の向上をもたらし、熱疲労特性を向上させる。これらの効果は、0.

10

20

30

40

50

0.1%以上から発現するが、0.3%超の添加により、固溶Ti量が増加して均一伸びを低下させる他、粗大なTi系析出物を形成し、穴抜き加工時の割れの起点になり、穴抜き性を劣化させる。よって、Ti添加量は、0.01~0.3%以下とした。更に、表面疵の発生や靱性を考慮すると0.05~0.15%が望ましい。

【0023】

Nbは、固溶強化および析出物微細化強化による高温強度向上のために必要な元素である。また、CやNを炭窒化物として固定し、製品板の耐食性やr値に影響する再結晶集合組織の発達に寄与する役割もある。750 程度の中温度域ではLaves相の微細析出に寄与し、900 程度の高温域では固溶Nbによる固溶強化に寄与し、この効果は0.2%以上の添加で発現する。一方、過度な添加は均一伸びを低下させ、穴抜き性が劣化するため、0.2~0.7%とした。更に、溶接部の粒界腐食性、製造性および製造コストを考慮すると、0.3~0.6%が望ましい。

10

【0024】

Bは、製品のプレス加工時の2次加工性を向上させる元素であるが、本発明ではNb-Cu添加でNb系析出物と ϵ -Cuの微細析出をもたらす、高温強度の向上に寄与する。一般的にBは、高温域で $(Fe, Cr)_{23}(C, B)_6$ や Cr_2B を形成し易いが、Nb-Cu複合添加鋼においては、これらの析出物は析出せず、先述したLaves相と ϵ -Cu相を微細析出させる効果があることが判明した。Laves相は、固溶Nb量の低減をもたらす、通常粗大化してしまうので、特に長時間時効後の高温強化能はほとんど無いが、B添加により微細析出するため、析出強化能を有し、高温強度の向上に寄与し長時間使用時の強度安定性を高くする。また、 ϵ -Cuは通常析出初期において極めて微細に析出し強度向上効果が大きい、時効熱処理により粗大化し、時効後の強度低下が大きい。しかしながら、B添加により ϵ -Cuの粗大化が抑制され、使用時の強度安定性が高くなる。B添加による析出微細化および粗大化抑制効果の機構は明確では無いが、Bの粒界偏析により界面エネルギーが低下し、Laves相と ϵ -Cuの粒界析出を抑制し粒内に微細析出させると推察される。また、NbやCuの粒界拡散を抑えることがこれらの析出物の粗大化を抑制すると推察される。これらの効果は、0.0002%以上で発現するが、過度な添加は硬質化や粒界腐食性を劣化させる他、溶接割れが生じるため、0.0002~0.0050%とした。更に、成型性や製造コストを考慮すると、0.0003~0.0015%が望ましい。

20

30

【0025】

Cuは、先述した様に特に750 近傍の中温度域における高温強度向上に有効な元素である。これは、 ϵ -Cuが析出することによる析出硬化作用であり、1%以上の添加により発現する。一方、過度な添加は、均一伸びの低下や常温耐力が高くなりすぎてプレス成型性に支障が生じる。また、2%以上添加すると高温域でオーステナイト相が形成されて表面に異常酸化が生じるため上限を2%とした。製造性やスケール密着性を考慮すると、1~1.5%が望ましい。

【0026】

Alは、脱酸元素として添加される他、耐酸化性を向上させる元素である。また、固溶強化元素として750~900 の強度向上に有用である。その作用は0.01%から安定して発現するが、過度の添加は硬質化して均一伸びを著しく低下させる他、靱性が著しく低下するため、上限を3%とした。更に、表面疵の発生や溶接性、製造性を考慮すると、0.01~2.5%が望ましい。

40

【0027】

Vは、微細な炭窒化物を形成し、析出強化作用が生じて高温強度向上に寄与する。この効果は0.01%以上の添加で安定して発現するが、1%超添加すると析出物が粗大化して高温強度が低下し、熱疲労寿命は低下してしまうため、上限を1%とした。更に、製造コストや製造性を考慮すると、0.08~0.5%が望ましい。

【0028】

Wは、Moと同様な効果を有し、高温強度を向上させる元素である。この効果は1%以

50

上から安定して発現するが、過度に添加するとL a v e s相中に固溶し、析出物を粗大化させてしまうととも製造性を劣化させるため、1～3%が好ましい。更に、コストや耐酸化性等を考慮すると、1.2～2.5%が望ましい。

【0029】

S nは、原子半径が大きく固溶強化に有効な元素であり、常温の機械的特性を大きく劣化させない。高温強度への寄与は0.1%以上で安定して発現するが、1%以上添加すると製造性が著しく劣化するため、0.1～1%が好ましい。更に、耐酸化性等を考慮すると、0.2～0.8%が望ましい。

【0030】

Z rはT iやN b同様に炭窒化物形成元素であり、固溶T i，N b量の増加による高温強度向上、耐酸化性の向上に寄与し、0.2%以上の添加により安定して効果を発揮する。しかしながら、1%超の添加により製造性の劣化が著しいため、0.2～1%とした。更に、コストや表面品位を考慮すると、0.2～0.9%が望ましい。

【実施例】

【0031】

表1、表2に示す成分組成の鋼を溶製してスラブに鑄造し、スラブを熱間圧延して5mm厚の熱延コイルとした。その後、熱延コイルを酸洗を施し、2mm厚まで冷間圧延し、焼鈍・酸洗を施して製品板とした。冷延板の焼鈍温度は、結晶粒度番号を6～8程度にするために、980～1070とした。表1のNo.1～13は本発明鋼、表2のNo.14～34は比較鋼である。比較鋼のうち、No.33はN b - S i鋼、No.34はS U S 4 4 4鋼として使用実績がある鋼である。このようにして得られた製品板から、高温引張試験片を採取し、750 および900 で引張試験を実施し、0.2%耐力を測定した(J I S G 0 5 6 7に準拠)。また、750 と900 で100時間時効処理を施した後に上記と同様に高温引張試験を行った。更に、耐酸化性の試験として、大気中900 および950 で200時間の連続酸化試験を行い、異常酸化とスケール剥離の発生有無を評価した(J I S Z 2 2 8 1に準拠)。常温の加工性として、J I S 1 3号B試験片を作製して圧延方向と平行方向の引張試験を行い、破断伸びを測定した。ここで、常温での破断伸びは30%以上あれば、一般的な排気部品への加工が可能のため、30%以上の破断伸びを有することが望ましい。

【0032】

10

20

30

【表 1】

	No	成分含有量(質量%)															750℃の 0.2%耐力 MPa	900℃の 0.2%耐力 MPa	750℃で 100hr時効熱 処理後の 750℃の0.2% 耐力 MPa	900℃で 100hr時効熱 処理後の 900℃の0.2% 耐力 MPa	900℃で200hr 連続酸化試験 後の異常酸 化・スケール剥離 の有無	950℃で200hr 連続酸化試験 後の異常酸 化・スケール剥離 の有無	常温の 破断伸 び %
		C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Ti	Nb	Al	B	N	V	W	Sn	Zr							
参考例	1	0.004	0.07	1.0	18.1	0.15	1.1	0.09	0.62	0.008	0.0010	0.008	—	—	—	70	20	40	16	無	無	有	35
	2	0.003	0.11	1.0	17.8	0.51	1.0	0.09	0.55	0.013	0.0008	0.008	—	—	—	71	22	41	17	無	無	無	33
	3	0.003	0.12	1.1	18.1	0.50	1.2	0.09	0.55	0.007	0.0008	0.008	—	—	—	71	24	43	17	無	無	無	32
	4	0.004	0.32	1.0	18.0	0.29	1.5	0.09	0.45	0.024	0.0006	0.009	—	—	—	70	22	40	16	無	無	無	34
本 発 明 例	5	0.004	0.32	0.9	17.9	0.52	1.2	0.08	0.54	0.015	0.0006	0.009	—	—	—	74	23	43	16	無	無	無	33
	6	0.005	0.22	1.0	17.0	0.28	1.2	0.09	0.55	0.030	0.0007	0.011	—	—	—	73	23	43	16	無	無	無	34
	7	0.006	0.28	0.8	16.5	0.32	1.3	0.12	0.50	0.025	0.0004	0.010	—	—	—	72	22	42	16	無	無	無	34
	8	0.003	0.87	1.0	14.1	0.51	1.7	0.10	0.55	0.008	0.0008	0.008	—	—	—	71	21	42	20	無	無	有	31
	9	0.003	0.25	0.9	18.5	0.90	1.1	0.09	0.51	2.0	0.0009	0.012	—	—	—	76	28	50	25	無	無	無	32
	10	0.003	0.15	0.9	17.8	0.45	1.3	0.12	0.49	0.013	0.0007	0.013	0.5	—	—	71	23	50	20	無	無	無	33
	11	0.003	0.88	1.2	13.2	0.32	1.0	0.06	0.68	0.013	0.0013	0.016	—	2.5	—	72	23	52	21	無	無	有	34
	12	0.003	0.31	1.0	17.8	0.90	1.2	0.09	0.60	0.010	0.0015	0.015	—	—	0.4	75	26	51	25	無	無	無	34
	13	0.003	0.89	1.0	13.9	0.20	1.4	0.09	0.54	0.007	0.0008	0.008	—	—	—	71	22	50	20	無	無	無	36

【表 2】

No	成分含有量(質量%)											750℃の 0.2%耐力 MPa	900℃の 0.2%耐力 MPa	750℃で 100hr時効熱 処理後の 750℃の0.2% 耐力 MPa	900℃で 100hr時効熱 処理後の 900℃の0.2% 耐力 MPa	900℃で200hr 連続酸化試験 後の異常酸 化・スケール剥 離の有無	950℃で200hr 連続酸化試験 後の異常酸 化・スケール剥 離の有無	常温の 破断伸 び %
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Ti	Nb	Al	B	N	V	W	Sn	Zr			
14	0.015	0.21	0.8	17.8	0.10	1.1	0.11	0.51	0.011	0.0009	0.015	—	—	—	—	有	有	29
15	0.007	0.21	0.8	17.8	0.10	1.1	0.11	0.51	0.011	0.0009	0.030	—	—	—	—	有	有	29
16	0.005	2.00	0.9	18.5	0.12	1.2	0.07	0.48	0.009	0.0009	0.014	—	—	—	—	有	有	28
17	0.006	0.15	2.5	14.5	0.52	1.3	0.10	0.45	0.006	0.0009	0.011	—	—	—	—	有	有	29
18	0.007	0.18	1.1	11.5	0.65	1.0	0.12	0.48	0.015	0.0010	0.016	—	—	—	—	有	有	35
19	0.009	0.20	1.2	22.0	0.65	1.2	0.12	0.53	0.012	0.0010	0.013	—	—	—	—	無	無	28
20	0.003	0.07	1.0	17.0	0.03	1.1	0.06	0.51	0.0	0.0009	0.011	—	—	—	—	有	有	32
21	0.003	0.11	1.0	17.5	0.50	0.8	0.09	0.42	0.025	0.0009	0.015	—	—	—	—	無	無	35
22	0.003	0.11	1.0	17.5	0.50	2.2	0.09	0.42	0.025	0.0009	0.015	—	—	—	—	有	有	27
23	0.004	0.15	0.9	17.8	0.25	1.2	0.005	0.60	0.015	0.0010	0.015	—	—	—	—	無	無	35
24	0.005	0.15	1.0	17.6	0.28	1.2	0.35	0.55	0.012	0.0010	0.012	—	—	—	—	無	無	28
25	0.004	0.13	1.0	15.2	0.10	1.2	0.15	0.10	0.015	0.0010	0.015	—	—	—	—	無	有	27
26	0.004	0.07	1.0	16.2	0.10	1.2	0.14	0.90	0.020	0.0009	0.012	—	—	—	—	無	有	27
27	0.003	0.13	1.2	18.2	0.22	1.2	0.09	0.51	0.008	0.0001	0.010	—	—	—	—	無	無	35
28	0.003	0.13	1.2	18.2	0.22	1.2	0.09	0.51	0.008	0.0080	0.010	—	—	—	—	無	無	29
29	0.004	0.15	1.0	18.1	0.22	1.1	0.09	0.46	0.008	0.0010	0.007	1.5	—	—	—	無	無	28
30	0.005	0.35	0.8	17.9	0.53	1.2	0.12	0.52	0.013	0.0007	0.008	—	3.5	—	—	無	無	27
31	0.006	0.77	1.0	14.2	0.10	1.0	0.09	0.51	0.011	0.0009	0.013	—	—	2.0	—	無	有	25
32	0.004	0.11	1.2	17.5	0.15	1.1	0.15	0.39	0.015	0.0010	0.015	—	—	2.0	—	無	無	28
33	0.003	0.32	1.0	18.5	1.80	0.03	0.07	0.60	0.015	0.0010	0.012	—	—	—	—	無	無	28
34	0.003	0.11	1.0	13.8	0.50	0.03	0.09	0.35	0.013	0.0008	0.008	—	—	—	—	無	無	35

比較例

表 1、表 2 から明らかなように、本発明で規定する成分組成を有する鋼を上記の様な通常の方法にて製造した場合、比較例に比べて 750 ~ 900 における高温耐力が高く、900 において異常酸化やスケール剥離も無く耐酸化性にも優れていることがわかる。また、常温での機械的性質において破断延性が 30 % 以上と高く、比較鋼に比べて加工性に優れていることがわかる。さらに、Si 量が 0.1 % 未満である No. 1 鋼および、Si が 0.5 % 超である No. 8 鋼、No. 11 鋼を除き、950 での耐酸化性も優れていることがわかる。比較鋼である、No. 14、15、16、18、20、21、22、23 および 25 鋼は、750、900 の初期耐力が発明鋼に比べて低い。No. 17 鋼は Mn が過剰に添加されて耐酸化性が劣るとともに、常温における延性が低い。No. 19 鋼は、Cr が上限を外れており、高温耐力は高いものの常温延性が低い。No. 22 鋼は、Cu が上限を外れており、高温耐力は高いものの常温延性が低く、耐酸化性も劣っている。No. 26 鋼は、Nb が上限を外れるため、高温耐力は高いものの常温延性が低い。No. 27 鋼は B が下限を外れるため、750 の初期耐力は高いものの、900 耐力や時効熱処理後の耐力が低い。No. 28 鋼は B が上限を外れており、常温における延性が低い。No. 29 ~ 32 鋼は V, W, Sn, W 添加量が上限外れで、高温強度は高いものの常温延性が低く、部品加工に支障をきたす。No. 33 鋼は SUS 444 で高温強度は高いものの、延性が低く、Mo を多量に添加するためコスト高になる。No. 34 鋼の Nb - Si 鋼は高温耐力が低い。

【0035】

なお、鋼板の製造方法については、特に規定しないが、熱延条件、熱延板厚、熱延板焼鈍の有無、冷延条件、熱延板および冷延板焼鈍温度、雰囲気などは適宜選択すれば良い。また、冷延・焼鈍後に調質圧延やテンションレベラーを付与しても構わない。更に、製品板厚についても、要求部材厚に応じて選択すれば良い。

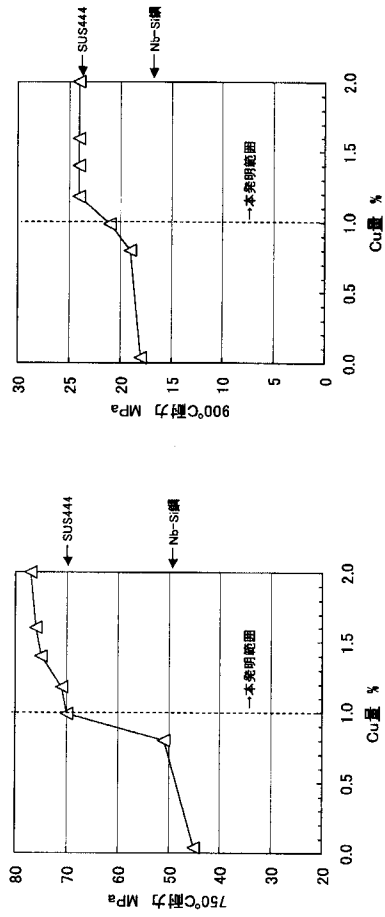
【図面の簡単な説明】

【0036】

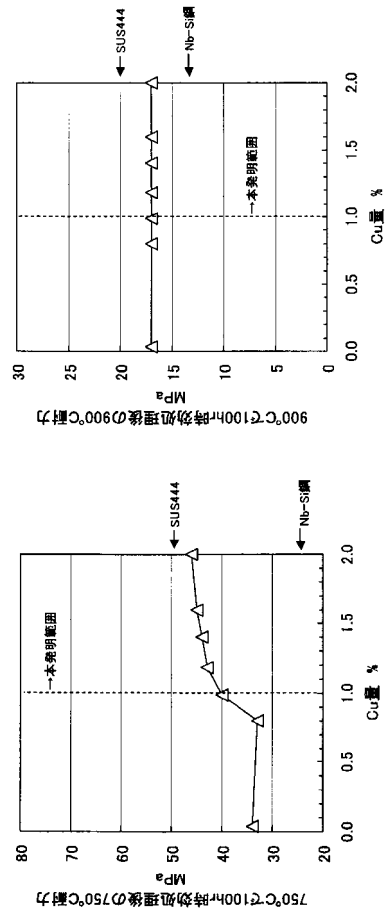
【図 1】750 と 900 の 0.2 % 耐力を示す図である。

【図 2】750 および 900 で 100 hr 時効熱処理した後のそれぞれ 750 および 900 の 0.2 % 耐力を示す図である。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

- (72)発明者 田上 利男
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金ステンレス株式会社内
- (72)発明者 札軒 富美夫
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金ステンレス株式会社内
- (72)発明者 井上 宣治
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内

審査官 本多 仁

- (56)参考文献 国際公開第 2 0 0 4 / 0 5 3 1 7 1 (W O , A 1)
特開 2 0 0 5 - 2 9 8 8 5 4 (J P , A)
特開 2 0 0 8 - 1 8 9 9 7 4 (J P , A)
特開 2 0 0 8 - 1 4 4 1 9 9 (J P , A)

- (58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0