

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2016年9月15日(15.09.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/142963 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) F01D 5/28 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01) F01D 25/00 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01) F01D 25/24 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) F02C 7/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/001236
- (22) 国際出願日: 2015年3月6日(06.03.2015)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (71) 出願人: 株式会社 東芝 (KABUSHIKI KAISHA TOSHIBA) [JP/JP]; 〒1058001 東京都港区芝浦一丁目1番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 生沼 駿(OINUMA, Shun); 〒1058001 東京都港区芝浦一丁目1番1号 株式会社 東芝 知的財産室内 Tokyo (JP). 今井 潔(IMAI, Kiyoshi); 〒1058001 東京都港区芝浦一丁目1番1号 株式会社 東芝 知的財産室内 Tokyo (JP). 宮下 重和(MIYASHITA, Shigekazu); 〒1058001 東京都港区芝浦一丁目1番1号 株式会社 東芝 知的財産室内 Tokyo (JP). 根本 邦義(NEMOTO, Kuniyoshi); 〒1058001 東京都港区芝浦一丁目1番1号 株式会社 東芝 知的財産室内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 特許業務法人サクラ国際特許事務所 (SAKURA PATENT OFFICE, P.C.); 〒1010048 東京
- 都千代田区神田司町二丁目8番1号 P M O 神田司町 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第21条(3))



WO 2016/142963 A1

(54) Title: AUSTENITIC HEAT-RESISTANT STEEL AND TURBINE COMPONENT

(54) 発明の名称: オーステナイト系耐熱鋼およびタービン部品

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide austenitic heat-resistant steel which has sufficiently low linear expansion coefficient, while having excellent embrittlement resistance characteristics. Austenitic heat-resistant steel according to one embodiment of the present invention contains, in mass%, 24-50% of Ni, 5-13% of Cr, 0.1-12% of Co, 0.1-5% of Nb, 0.1-0.5% of V, 1.9-2.35% of Ti, 0.01-0.30% of Al, 0.001-0.05% of B, 0.001-0.1% of C and 0.001-4% of Si, with the balance made up of Fe and unavoidable impurities.

(57) 要約: 本発明は、線膨張係数が十分に低く、かつ耐脆化特性に優れるオーステナイト系耐熱鋼を提供することを目的とする。実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、質量で、Ni: 24~50%、Cr: 5~13%、Co: 0.1~12%、Nb: 0.1~5%、V: 0.1~0.5%、Ti: 1.9~2.35%、Al: 0.01~0.30%、B: 0.001~0.05%、C: 0.001~0.1%、Si: 0.001~4%、を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる。

明 細 書

発明の名称： オーステナイト系耐熱鋼およびタービン部品

技術分野

[0001] 本発明の実施の形態は、オーステナイト系耐熱鋼およびタービン部品に関する。

背景技術

[0002] 近年、大気中への二酸化炭素の排出量削減の観点から、発電プラントの高効率化が進められている。そのため、火力発電プラントに備えられる蒸気タービンやガスタービンの高効率化が要求されている。また、火力発電プラントに設置可能なCO₂タービンにおいても高効率化が要求されている。

[0003] 各タービンにおける効率を上げるためには、タービンに導入される作動流体の入口温度を高温化することが有効である。例えば、蒸気タービンにおいては、将来的には、作動流体である蒸気の温度が650℃以上、さらには700℃程度での運用が期待されている。ガスタービンやCO₂タービンにおいても、導入される作動流体の入口温度は、上昇する傾向にある。

[0004] 従来、600℃程度の温度に曝されるタービン部品には、フェライト系耐熱鋼などが使用されている。しかしながら、上記したような高温の作動流体に曝されるタービン部品をフェライト系耐熱鋼で構成することは耐熱性から問題がある。そのため、このような高温の作動流体に曝されるタービン部品は、オーステナイト系耐熱鋼、Ni基合金、あるいはCo基合金などで構成される。これらの中でも、オーステナイト系耐熱鋼は、フェライト系耐熱鋼よりも50℃程度も耐用温度が高く、かつNi基合金の1/3程度の材料費である。そのため、オーステナイト系耐熱鋼を使用することで、製造コストを抑え、高効率化を図ることができる。

[0005] しかしながら、オーステナイト鋼は線膨張係数が高いという性質を有しており、蒸気タービンの弁や内車への適用を考慮した場合、起動および停止の繰り返しによる熱応力が過大に発生するという問題がある。また、一部のオ

ーステナイト系耐熱鋼は高温での長時間運転によって金属組織が劣化し、材料延性が失われて脆性的に破壊することが知られている。SUS316やAlloy 286などの公知のオーステナイト系耐熱鋼は、高温強度を最も重要な特性と位置付けて開発されてきた。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2011-195880号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 高温構造材料の設計を行う上で、材料の熱膨張特性および耐脆化特性は重要な因子である。しかしながら、これまで線膨張係数が十分低く、かつ耐脆化特性に優れるオーステナイト系耐熱鋼は提案されていない。

[0008] 本発明が解決しようとする課題は、線膨張係数が十分に低く、かつ耐脆化特性に優れるオーステナイト系耐熱鋼を提供することである。

課題を解決するための手段

[0009] 実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、質量で、Ni：24～50%、Cr：5～13%、Co：0.1～12%、Nb：0.1～5%、V：0.1～0.5%、Ti：1.9～2.35%、Al：0.01～0.30%、B：0.001～0.05%、C：0.001～0.1%、Si：0.001～4%、を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる。

発明の効果

[0010] 実施形態のオーステナイト系耐熱鋼によれば、Siを0.001～4%含有することから、線膨張係数が十分に低く、かつ耐脆化特性に優れる。

発明を実施するための形態

[0011] 以下、本発明の実施の形態を説明する。

本発明者らは、従来のオーステナイト系耐熱鋼に、B、ならびにSiおよびMnから選ばれる少なくとも一方を所定の割合で添加することにより、線

膨張係数が十分に低くなり、かつ耐脆化特性に優れたものとなることを見出した。すなわち、上記元素を添加することにより、原子同士の高温度での結合力が強まり、線膨張係数が低下することを見出した。また、Bの添加は、粒界にて脆化をもたらす η 相の析出を抑え、SiおよびMnは、粒界や表面にて脆化をもたらす酸化物の生成を抑え、いずれも材料の劣化による脆化を抑えることを見出した。

[0012] 以下、実施形態のオーステナイト系耐熱鋼について具体的に説明する。なお、以下の説明において組成成分を表す%は、特に明記しない限り質量%とする。

[0013] (第1の実施形態)

第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、質量で、Ni: 24~50%、Cr: 5~13%、Co: 0.1~12%、Nb: 0.1~5%、V: 0.1~0.5%、Ti: 1.9~2.35%、Al: 0.01~0.30%、B: 0.001~0.05%、C: 0.001~0.1%、Si: 0.001~4%、を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる。ここで、不可避的不純物としては、N、P、およびSなどが挙げられる。

[0014] 第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、特に、Siを0.001~4%含有することを特徴とする。第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼によれば、Siを0.001~4%含有することから、従来のオーステナイト系耐熱鋼と同等の高温度強度が得られるとともに、従来のオーステナイト系耐熱鋼と比較して線膨張係数が十分に低く、かつ耐脆化特性にも優れる。

[0015] オーステナイト系耐熱鋼の線膨張係数が十分に低いと、発電プラントに用いたときに、発電プラントの寿命が長くなり、かつその性能の低下が抑えられる。具体的には、タービン部品に線膨張係数が十分に低いものを使用することで、発電プラントの起動時の膨張および停止時の収縮による熱疲労の発生が抑えられ、タービン部品が早期に破壊することが抑えられる。

[0016] 第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、室温から700℃の温度における平均線膨張係数が $18 \times 10^{-6} / K$ 以下であることが好ましい。以下

、室温から700℃の温度における平均線膨張係数を単に平均線膨張係数と記す。平均線膨張係数が $1.8 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下である場合、発電プラントの起動時の膨張および停止時の収縮による熱疲労の発生を抑えることができる。平均線膨張係数は、 $1.5 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下がより好ましく、 $1.3 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下がさらに好ましい。通常、平均線膨張係数は、 $1.0 \times 10^{-6} / \text{K}$ もあれば十分である。なお、平均線膨張係数の規定温度を700℃にしたのは、オーステナイト系耐熱鋼の使用温度域が最大で700℃程度となるからである。

[0017] 平均線膨張係数は、室温 (T_0) における試験片の長さ (L_0) と、所定の温度 (T) における試験片の長さ (L) とを用いて、下記式 (1) により求められる。

$$\text{平均線膨張係数} = (L - L_0) / (T - T_0) / L_0 \quad \dots (1)$$

上記式 (1) に、室温 (T_0) での試験片の長さ (L_0) と、温度 ($T = 700^\circ\text{C}$) での試験片の長さ (L) とを代入することにより、室温から700℃の温度における平均線膨張係数を求めることができる。

[0018] また、第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、700℃におけるクリープ破断伸びが10%以上であることが好ましい。クリープ破断伸びは、試験前の試験片長さ (L_1) と、クリープ破断後の長さ (L_2) を用いて、下記式 (2) により求められる。

$$\text{クリープ破断伸び} = (L_2 - L_1) / L_1 \times 100 \quad \dots (2)$$

[0019] 蒸気タービンなどの高温部品においては、想定外の過大応力がかかったときに、変形せずに瞬時に破壊する材料は適用することができない。クリープ破断伸びが10%以上である場合には、蒸気タービンなどの高温部品の使用環境下で、脆性破壊に至ることを回避できる。クリープ破断伸びは、13%以上がより好ましく、15%以上がさらに好ましい。通常、クリープ破断伸びは、20%程度もあれば十分である。

[0020] また、第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、溶接時に割れなどの欠陥が発生しないことが望ましい。溶接時の欠陥を評価するためには、オー

ステナイト系耐熱鋼を溶接金属として用いた溶接継手を製作し、側曲げ試験によって割れ発生の有無を確認することが適切である。

[0021] 第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、運転時の温度が650℃以上、さらには700℃程度となるタービン部品の構成材料として好適である。タービン部品として、タービンケーシング、動翼、静翼、タービンロータ、螺合部材、配管、弁などが挙げられる。螺合部材としては、タービンケーシング、タービン内部の各種構成部品を固定するボルトやナットなどが挙げられる。配管としては、発電用タービンプラントに設置され、高温高圧の作動流体が通過する配管などが挙げられる。タービン部品が適用されるタービンとしては、蒸気タービン、ガスタービン、CO₂タービンなどの発電用タービンが挙げられる。

[0022] タービン部品は、すべての部位が第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼により構成されてもよい。また、タービン部品の一部、例えば、温度が650℃以上となる部分のみが、第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼により構成されてもよい。また、タービン部品は、第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼により溶接されたものでもよい。

[0023] 第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、従来のオーステナイト系耐熱鋼と同等の高温強度を有するとともに、従来のオーステナイト系耐熱鋼に比較して、線膨張係数が十分に低く、かつ耐脆化特性に優れる。このため、タービン部品などの構成材料に用いることで、高い信頼性を得ることができる。

[0024] 次に、第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼における各成分の限定理由を説明する。

[0025] [Ni (ニッケル)]

Niは、Fe母相に固溶し、母相の固溶強化および線膨張係数の低下をもたらす。これらの効果は、Niの含有率が24%以上において発揮される。また、Niの含有率が50%以下において、材料コストの増加や加工性の低下が抑えられる。そのため、Niの含有率を24~50%とした。より好ま

しいNiの含有率は34～45%であり、さらに好ましいNiの含有率は38～45%である。

[0026] [Cr (クロム)]

Crは、Fe母相に固溶し、母相の固溶強化および線膨張係数の低下をもたらす。また、Crは、 γ' 相の固溶温度を上昇させるため、 γ' 相の析出が促進される。これらの効果は、Crの含有率が5%以上で発揮される。また、Crの含有率が13%以下において、安定したオーステナイト構造が得られるとともに、 σ 相の析出が抑制される。そのため、Crの含有率を5～13%とした。より好ましいCrの含有率は、6～10%である。

[0027] [Co (コバルト)]

Coは、Fe母相に固溶し、母相の固溶強化および線膨張係数の低下をもたらす。これらの効果は、Coの含有率が0.1%以上で発揮される。また、Coの含有率が12%以下において、材料コストの増加や耐力の低下が抑えられる。そのため、Coの含有率を0.1～12%とした。より好ましいCoの含有率は2～6%である。

[0028] [Nb (ニオブ)]

Nbは、Fe母相に固溶し、母相の固溶強化および線膨張係数の低下をもたらす。また、Nbは、 γ' 相を形成して安定化させる。これらの効果は、Nbの含有率が0.1%以上で発揮される。また、Nbの含有率が5%以下において、材料コストの増加や δ ($Ni_3(Nb, Ta)$)相(金属間化合物)の析出が抑えられる。そのため、Nbの含有率を0.1～5%以下とした。より好ましいNbの含有率は0.1～3%であり、さらに好ましいNbの含有率は0.1～2%である。

[0029] [V (バナジウム)]

Vは、Fe母相に固溶し、線膨張係数の低下をもたらす。これらの効果は、Vの含有率が0.1%以上で発揮される。また、Vの含有率が0.5%以下において、安定したオーステナイト構造が得られるとともに、 σ 相の析出が抑制される。そのため、Vの含有率を0.1～0.5%とした。より好ま

しいVの含有率は0.1~0.4%であり、さらに好ましいVの含有率は0.1~0.30%である。

[0030] [Ti (チタン)]

Tiは、 γ' 相を形成して、強度を高める。Tiの含有率が1.9%以上において、 γ' 相の析出の促進が図れる。また、Tiの含有率が2.35%以下において、安定したオーステナイト構造が得られるとともに、線膨張係数の増加を抑え、炭化物や窒化物の形成による延性の低下を抑制する。そのため、Tiの含有率を1.9~2.35%とした。より好ましいTiの含有率は1.9~2.2%であり、さらに好ましいTiの含有率は2.0~2.2%である。

[0031] [Al (アルミニウム)]

Alは、 γ' 相を形成して強度を高めるが、添加することで γ' 相の過剰析出により溶接性が低下する。そのため、Alの含有率を0.01~0.30%とした。より好ましいAlの含有率は0.01~0.20%であり、さらに好ましいAlの含有率は0.01~0.10%である。

[0032] [B (ホウ素)]

Bは、Fe母相に固溶して粒界偏析し、 η 相の析出を抑制する効果がある。これらの効果は、Bの含有率が0.001%以上において発揮される。また、Bの含有率が0.05%以下において、溶接時の凝固割れの発生が抑えられる。そのため、Bの含有率を0.001~0.05%とした。より好ましいBの含有率は、0.001~0.02%である。

[0033] [C (炭素)]

Cは、Cr炭化物の形成もしくは母相に固溶することで、母相の固溶強化をもたらす。Cの含有率が0.001%未満の場合には、上記した効果が十分に発揮されない。一方、Cの含有率が0.1%を超えると、オーステナイト構造の不安定化をもたらすと同時に、炭化物が粗大化しすぎて高温強度を低下させる。そのため、Cの含有率を0.001~0.1%とした。さらに好ましいCの含有率は、0.04~0.08%であり、さらに好ましいCの

含有率は0.06~0.08%である。

[0034] [Si (ケイ素)]

Siは、Fe母相に固溶して強度を高める。また、Siは酸素と結合して緻密で安定なSiO₂酸化物を形成し、材料内部への酸素侵入を抑えることで水蒸気酸化を抑制する効果がある。これらの効果は、Siの含有率が0.001%以上において発揮される。また、Siの含有率が4%以下において、溶接時の凝固割れが抑制される。そのため、Siの含有率を0.001~4%とした。Siの含有率は、好ましくは0.001~2%、より好ましくは0.001~1%、さらに好ましくは0.1~1%である。

[0035] [N (窒素)、P (リン)、S (硫黄)]

N、P、およびSは、実施形態のオーステナイト系耐熱鋼においては、不可避的不純物に分類されるものである。これらの不可避的不純物は、可能な限りその残存含有率を0%に近づけることが好ましい。

[0036] (第2の実施形態)

第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、質量で、Ni:24~50%、Cr:5~13%、Co:0.1~12%、Nb:0.1~5%、V:0.1~0.5%、Ti:1.9~2.35%、Al:0.01~0.30%、B:0.001~0.05%、C:0.001~0.1%、Mn:0.001~4%、を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる。

[0037] 第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、Siを含有せず、Mnを0.001~4%含有する点で、第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼と異なる。第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼のように、Siを含有せず、Mnを0.001~4%含有する場合であっても、従来のオーステナイト系耐熱鋼と同等の高温強度が得られるとともに、従来のオーステナイト系耐熱鋼と比較して、線膨張係数が十分に低く、かつ耐脆化特性に優れたものとなる。

[0038] 第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼の平均線膨張係数は、 $18 \times 10^{-6} / K$ 以下が好ましく、 $15 \times 10^{-6} / K$ 以下がより好ましく、 $13 \times 10^{-6} / K$ 以下が最も好ましく、 $10 \times 10^{-6} / K$ 以下が最も好ましい。

$10^{-6}/K$ 以下がさらに好ましい。通常、平均線膨張係数は、 $10 \times 10^{-6}/K$ もあれば十分である。また、第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼のクリープ破断伸びは、10%以上が好ましく、13%以上がより好ましく、15%以上がさらに好ましい。通常、クリープ破断伸びは、20%程度もあれば十分である。

[0039] 第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、運転時の温度が650°C以上、さらには700°C程度となるタービン部品の構成材料として好適である。タービン部品として、タービンケーシング、動翼、静翼、タービンロータ、螺合部材、配管、弁などが挙げられる。螺合部材としては、タービンケーシング、タービン内部の各種構成部品を固定するボルトやナットなどが挙げられる。配管としては、発電用タービンプラントに設置され、高温高圧の作動流体が通過する配管などが挙げられる。タービン部品が適用されるタービンとしては、蒸気タービン、ガスタービン、CO₂タービンなどの発電用タービンが挙げられる。

[0040] タービン部品は、すべての部位が第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼により構成されてもよい。また、タービン部品の一部、例えば、温度が650°C以上となる部分のみが、第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼により構成されてもよい。

[0041] 以下に、第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼におけるMnの限定理由を説明する。なお、Mn以外の成分については、第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼と同様であることから説明を省略する。

[0042] [Mn (マンガン)]

Mnは、Fe母相に固溶して強度を高め、かつ線膨張係数の低下をもたらす。これらの効果は、Mnの含有率が0.001%以上において発揮される。また、Mnの含有率が4%以下において、溶接時の凝固割れが抑制される。そのため、Mnの含有率を0.001~4%とした。Mnの含有率は、好ましくは0.001~2%、より好ましくは0.001~1%、さらに好ましくは0.1~1%である。

[0043] (第3の実施形態)

第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、質量で、Ni : 24~50%、Cr : 5~13%、Co : 0.1~12%、Nb : 0.1~5%、V : 0.1~0.5%、Ti : 1.9~2.35%、Al : 0.01~0.30%、B : 0.001~0.05%、C : 0.001~0.1%、Si : 0超~4%未満、Mn : 0超~4%未満、を含有し、SiおよびMnの合計した含有量が0.001~4%、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる。

[0044] 第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、Siを0%超4%未満およびMnを0%超4%未満含有し、これらSiおよびMnの合計した含有量が0.001~4%以下である点で、第1、第2の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼と異なる。第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼のようにSiおよびMnの両方を含有する場合であっても、従来のオーステナイト系耐熱鋼と同等の高温強度が得られるとともに、従来のオーステナイト系耐熱鋼と比較して、線膨張係数が十分に低く、かつ耐脆化特性に優れたものとなる。

[0045] 第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼の平均線膨張係数は、 $18 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下が好ましく、 $15 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下がより好ましく、 $13 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下がさらに好ましい。通常、平均線膨張係数は、 $10 \times 10^{-6} / \text{K}$ もあれば十分である。また、第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼のクリープ破断伸びは、10%以上が好ましく、13%以上がより好ましく、15%以上がさらに好ましい。通常、クリープ破断伸びは、20%程度もあれば十分である。

[0046] 第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、運転時の温度が650℃以上、さらには700℃程度となるタービン部品の構成材料として好適である。タービン部品として、タービンケーシング、動翼、静翼、タービンロータ、螺合部材、配管、弁などが挙げられる。螺合部材としては、タービンケーシング、タービン内部の各種構成部品を固定するボルトやナットなどが挙げられる。配管としては、発電用タービンプラントに設置され、高温高圧の作動流体が通過する配管などが挙げられる。タービン部品が適用されるタービ

ンとしては、蒸気タービン、ガスタービン、CO₂タービンなどの発電用タービンが挙げられる。

[0047] タービン部品は、すべての部位が第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼により構成されてもよい。また、タービン部品の一部、例えば、温度が650℃以上となる部分のみが、第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼により構成されてもよい。

[0048] 以下に、第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼におけるSiおよびMnの限定理由を説明する。なお、SiおよびMn以外の成分については、第1の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼と同様であることから説明を省略する。

[0049] [Si (ケイ素) + Mn (マンガン)]

SiとMnとは、線膨張係数および耐脆化特性に対する影響が同等であるため、それぞれを複合的に添加してもよい。そのため、SiおよびMnの合計した含有率を0.001~4%とした。SiおよびMnの合計した含有率は、好ましくは0.001~2%、より好ましくは0.001~1%、さらに好ましくは0.1~1%である。

[0050] (第4の実施形態)

次に、第1~第3の実施形態のオーステナイト系耐熱鋼、およびこのオーステナイト系耐熱鋼を用いて製造されるタービン部品の製造方法について説明する。

[0051] 各実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、例えば、以下のように製造される。まず、オーステナイト系耐熱鋼の構成成分を、例えば、真空誘導溶解(VIM)し、その溶湯を所定の型枠に注入して鋳塊を形成する。そして、鋳塊に溶体化処理(固溶化熱処理)および時効処理を施して、オーステナイト系耐熱鋼が作製される。

[0052] タービンケーシングは、例えば、以下のように製造される。まず、オーステナイト系耐熱鋼の構成成分を、例えば、真空誘導溶解(VIM)し、その溶湯をタービンケーシングの形状に形成するための型枠に注入し、大気鑄造

して構造体を作製する。そして、構造体に溶体化処理および時効処理を施して、タービンケーシングが作製される。なお、オーステナイト系耐熱鋼の構成成分を、例えば、電気炉溶解（E F）し、アルゴン-酸素脱炭（A O D）して溶湯としてもよい。

[0053] 動翼、静翼、タービンロータ、螺合部材、弁は、例えば、以下のように作製される。まず、オーステナイト系耐熱鋼の構成成分を、例えば、真空誘導溶解炉（V I M）、さらにエレクトロスラグ再溶解炉（E S R）によって溶製する。そして、得られた溶鋼を熱間鍛造もしくは型鍛造して所定の形状に成形する。その後、溶体化処理、時効処理などを施して、希望の材料特性を付与する。これにより、動翼、静翼、タービンロータ、螺合部材、弁が作製される。

[0054] なお、オーステナイト系耐熱鋼の構成成分を、例えば、真空誘導溶解（V I M）し、真空アーク再溶解（V A R）して溶湯としてもよい。また、オーステナイト系耐熱鋼の構成成分を、例えば、真空誘導溶解（V I M）し、エレクトロスラグ再溶解（E S R）し、真空アーク再溶解（V A R）して溶湯としてもよい。

[0055] 配管は、例えば、以下のように製造される。まず、オーステナイト系耐熱鋼の構成成分を、例えば、真空誘導溶解炉（V I M）、さらにエレクトロスラグ再溶解炉（E S R）によって溶製する。そして、得られた溶鋼を熱間鍛造することによって円筒形素材を作製し、熱間押し出し加工によって中心部を取り除く。その後、溶体化処理、時効処理などを施して希望の材料特性を付与し、配管が作製される。

[0056] 配管は、以下のように製造してもよい。オーステナイト系耐熱鋼の構成成分の溶湯を、高速回転させた状態の円筒形の型に流し込む。続いて、回転の遠心力を利用して溶湯を加圧し、配管形状の構造体を作製する（遠心鑄造法）。そして、構造体に溶体化処理および時効処理を施して、配管が作製される。

[0057] なお、タービン部品を作製する方法は、上記した方法に限定されるもので

はない。

[0058] 次に、溶体化処理および時効処理について説明する。

溶体化処理は、加工歪の除去や整粒化、 γ 単相化を目的として実施される。溶体化処理では、処理部材を885～995℃の温度に所定時間維持した後、室温まで急冷する。温度が885℃以上である場合、上記効果が顕著に得られる。また、温度が995℃以下である場合、結晶粒の過度な粗大化が抑制される。急冷は、例えば、水冷や強制空冷などによって行われる。

[0059] 時効処理は、結晶粒内に γ' 相を析出させ、高温強度を付与するために行われる。時効処理では、処理部材を700～760℃の温度に所定時間維持した後、室温まで冷却する。温度が700℃以上である場合、 γ' 相が十分に析出する。また、温度が760℃以下である場合、 γ' 相の早期の粗大化による析出密度の減少が抑制される。冷却は、例えば、大気中における自然冷却などによって行われる。

実施例

[0060] 以下、実施形態のオーステナイト系耐熱鋼について、実施例を参照して具体的に説明する。なお、実施形態のオーステナイト系耐熱鋼は、これらの実施例によって限定されない

[0061] (実施例1～15、比較例1～6)

表1に示す化学組成となるように原材料を配合した後、真空誘導溶解炉にて溶解し、2kgの鋳塊を作製した。この鋳塊を熱間圧延により成形して板状部材を得た。この板状部材に対して溶体化処理を施した。溶体化処理は、940℃の温度で30分間加熱した後、強制空冷によって室温まで急冷した。溶体化処理後、板状部材に対して時効処理を施した。時効処理は、760℃の温度で16時間加熱した後、大気中で室温まで自然冷却した。時効処理後、板状部材から試験片を採取した。この試験片の採取においては、試験片の応力軸が板状部材の鍛伸方向と平行になるようにした。

[0062] ここで、実施例1～5は、Siを0.001～4%含有し、Mnを含有しないものであり、第1の実施形態の組成を有するものである。実施例6～1

0は、Siを含有せず、Mnを0.001～4%含有するものであり、第2の実施形態の組成を有するものである。実施例11～15は、Siを0超～4%未満およびMnを0超～4%未満含有し、これらSiおよびMnの合計した含有量が0.001～4%のものであり、第3の実施形態の組成を有するものである。

[0063] また、比較例1～2は、Siを0.001%未満または4%を超えて含有し、Mnを含有しないものである。比較例3～4は、Siを含有せず、Mnを0.001%未満または4%を超えて含有するものである。比較例5～6は、SiおよびMnを含有し、これらSiおよびMnの合計した含有量が0.001%未満または4%を超えるものである。

[0064]

[表1]

化学組成, 質量%													
	Fe	Ni	Cr	Co	Nb	V	Ti	Al	B	C	Si	Mn	
実施例1	残	36.2	6.5	2.3	0.9	0.28	1.97	0.12	0.040	0.050	0.002	0.000	
実施例2	残	27.2	12.2	9.3	0.5	0.27	2.29	0.19	0.049	0.078	0.110	0.000	
実施例3	残	40.4	7.6	0.6	0.2	0.34	2.06	0.09	0.038	0.097	0.950	0.000	
実施例4	残	37.6	7.9	6.9	3.9	0.10	2.11	0.27	0.016	0.016	1.970	0.000	
実施例5	残	38.9	11.7	0.5	2.0	0.34	2.20	0.03	0.002	0.098	3.987	0.000	
実施例6	残	33.0	8.2	4.2	4.9	0.38	2.05	0.01	0.025	0.080	0.000	0.002	
実施例7	残	30.7	12.1	5.5	0.8	0.36	2.07	0.16	0.046	0.094	0.000	0.105	
実施例8	残	32.5	7.5	6.4	0.5	0.15	2.01	0.20	0.005	0.018	0.000	0.934	
実施例9	残	31.7	12.8	1.0	3.3	0.10	2.05	0.08	0.007	0.034	0.000	1.968	
実施例10	残	38.4	12.3	10.7	3.4	0.24	1.97	0.20	0.009	0.029	0.000	3.995	
実施例11	残	27.0	6.9	4.2	4.2	0.45	2.13	0.17	0.007	0.048	0.001	0.001	
実施例12	残	30.8	11.2	2.4	1.5	0.24	2.16	0.03	0.025	0.029	0.055	0.057	
実施例13	残	40.2	7.2	2.8	1.2	0.23	2.10	0.08	0.002	0.070	0.458	0.490	
実施例14	残	35.8	5.1	2.0	1.2	0.21	1.95	0.20	0.008	0.025	0.990	0.985	
実施例15	残	28.8	7.5	3.1	3.1	0.28	1.94	0.19	0.009	0.021	1.953	1.938	
比較例1	残	46.0	6.5	11.0	1.4	0.25	2.10	0.04	0.0008	0.072	0.0005	0.000	
比較例2	残	37.2	7.2	4.5	4.1	0.29	2.26	0.05	0.058	0.034	4.015	0.000	
比較例3	残	48.4	8.1	6.5	0.2	0.45	2.08	0.05	0.035	0.003	0.0000	0.0009	
比較例4	残	37.3	11.0	0.5	1.7	0.12	2.19	0.26	0.041	0.024	0.000	4.108	
比較例5	残	40.9	5.4	2.3	2.8	0.38	1.92	0.01	0.023	0.068	0.0004	0.0005	
比較例6	残	34.4	7.2	8.7	3.7	0.40	1.94	0.15	0.030	0.001	2.140	2.098	

[0065] 次に、実施例および比較例の試験片を用いて、平均線膨張係数の評価を行

った。平均線膨張係数の評価は、J I S Z 2 2 8 5 に準拠して実施した。
なお、J I S Z 2 2 8 5 において、平均線膨張係数は、前述の式（1）を用いて算出した。

[0066] また、実施例および比較例の試験片を用いて、クリープ破断試験を行った。クリープ破断試験は、J I S Z 2 2 7 1（金属材料のクリープ及びクリープ破断試験方法）に準拠して、試験温度を700℃、試験応力を250MPaとして実施した。

[0067] そして、試験温度を700～800℃、試験応力を200～400MPaとして実施した破断時間1000時間程度の試験結果に基づき、Larson-Miller法によって外挿することにより、700℃/10万時間クリープ破断強度を求めた。

[0068] ここで、700℃/10万時間クリープ破断強度は、65MPa以上が好ましく、70MPa以上がより好ましい。通常、700℃/10万時間クリープ破断強度は、85MPa程度もあれば十分である。

[0069] また、前述の式（2）によりクリープ破断伸びを算出した。

[0070] 表2に、平均線膨張係数、クリープ破断強度（700℃/10万時間）、およびクリープ破断伸びの各測定結果を示す。

[0071]

[表2]

	700°C/10万時間 クリープ破断強度, MPa	平均線膨張係数 , $\times 10^{-6}/K$	クリープ破断伸び , %
実施例1	83	16.7	13.6
実施例2	77	13.8	13.7
実施例3	71	13.8	11.9
実施例4	75	14.6	11.7
実施例5	72	17.1	10.3
実施例6	77	14.3	12.5
実施例7	83	14.7	13.3
実施例8	74	15.9	13.9
実施例9	76	16.4	12.1
実施例10	76	13.5	12.4
実施例11	75	16.5	12.5
実施例12	74	13.8	13.5
実施例13	71	12.5	16.8
実施例14	80	14.1	14.0
実施例15	75	14.2	13.2
比較例1	77	22.5	5.4
比較例2	83	19.9	8.9
比較例3	80	19.9	7.7
比較例4	70	21.1	8.6
比較例5	82	22.4	8.2
比較例6	75	20.3	8.1

[0072] 表2に示されるように、比較例1、2（Siを0.001%未満または4%を超えて含有し、Mnを含有しないもの）、比較例3、4（Siを含有せず、Mnを0.001%未満または4%を超えて含有するもの）、比較例5、6（SiおよびMnを含有し、かつこれらSiおよびMnの合計した含有量が0.001%未満または4%超であるもの）については、平均線膨張係数が $18 \times 10^{-6}/K$ 以下にならず、かつクリープ破断伸びも10%以上にならない。

[0073] これに対して、実施例1～5（Siを0.001～4%含有し、Mnを含有しないもの）、実施例6～10（Siを含有せず、Mnを0.001～4%含有するもの）、実施例11～15（Siを0超～4%未満およびMnを0超～4%未満含有し、かつこれらSiおよびMnの合計した含有量が0.001～4%であるもの）は、平均線膨張係数が $18 \times 10^{-6}/K$ 以下にな

り、かつクリープ破断伸びも10%以上になる。特に、実施例13は、平均線膨張係数が $1.3 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下、かつクリープ破断伸びが15%以上であり、線膨張係数が十分に低く、かつ耐脆化特性に優れる。

[0074] 本発明のいくつかの実施形態を説明したが、これらの実施形態は、例として提示したものであり、発明の範囲を限定することは意図していない。これら新規な実施形態は、その他の様々な形態で実施されることが可能であり、発明の要旨を逸脱しない範囲で、種々の省略、置き換え、変更を行うことができる。これら実施形態やその変形は、発明の範囲や要旨に含まれるとともに、特許請求の範囲に記載された発明とその均等の範囲に含まれる。

請求の範囲

- [請求項1] 質量で、Ni : 24~50%、Cr : 5~13%、Co : 0.1~1.2%、Nb : 0.1~5%、V : 0.1~0.5%、Ti : 1.9~2.35%、Al : 0.01~0.30%、B : 0.001~0.05%、C : 0.001~0.1%、Si : 0.001~4%、を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなることを特徴とするオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項2] 質量で、Siを0.001~2%含有していることを特徴とする請求項1記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項3] 質量で、Siを0.001~1%含有していることを特徴とする請求項1記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項4] 質量で、Ni : 24~50%、Cr : 5~13%、Co : 0.1~1.2%、Nb : 0.1~5%、V : 0.1~0.5%、Ti : 1.9~2.35%、Al : 0.01~0.30%、B : 0.001~0.05%、C : 0.001~0.1%、Mn : 0.001~4%、を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなることを特徴とするオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項5] 質量で、Mnを0.001~2%含有していることを特徴とする請求項4記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項6] 質量で、Mnを0.001~1%含有していることを特徴とする請求項4記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項7] 質量で、Ni : 24~50%、Cr : 5~13%、Co : 0.1~1.2%、Nb : 0.1~5%、V : 0.1~0.5%、Ti : 1.9~2.35%、Al : 0.01~0.30%、B : 0.001~0.05%、C : 0.001~0.1%、Si : 0超~4%未満、Mn : 0超~4%未満、を含有し、SiおよびMnの合計した含有量が0.001~4%、残部がFeおよび不可避免的不純物からなることを特徴とするオーステナイト系耐熱鋼。

- [請求項8] 質量で、SiおよびMnを合計して0.001～2%含有していることを特徴とする請求項7記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項9] 質量で、SiおよびMnを合計して0.001～1%含有していることを特徴とする請求項7記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項10] 質量で、Bを0.001～0.040%含有していることを特徴とする請求項1乃至9のいずれか1項記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項11] 質量で、Bを0.001～0.020%含有していることを特徴とする請求項1乃至9のいずれか1項記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項12] 室温から700℃の温度における平均線膨張係数が、 $18 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下であることを特徴とする請求項1乃至11のいずれか1項記載のオーステナイト系耐熱鋼。
- [請求項13] 請求項1乃至12のいずれか1項記載のオーステナイト系耐熱鋼を用いて、少なくとも所定部位が作製されたことを特徴とするタービン部品。
- [請求項14] 請求項1乃至13のいずれか1項記載のオーステナイト系耐熱鋼を用いて溶接されたことを特徴とするタービン部品。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/001236

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C38/00(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, F01D5/28(2006.01)i, F01D25/00(2006.01)i, F01D25/24(2006.01)i, F02C7/00(2006.01)i According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38/00-38/60, C21D9/00, F01D5/28, F01D25/00, F01D25/24, F02C7/00 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2015 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2015 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2015 Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) WPI		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2015-30873 A (Toshiba Corp.), 16 February 2015 (16.02.2015), tables 1, 2; paragraph [0029] (Family: none)	1-14
Y	JP 4-48051 A (Daido Steel Co., Ltd.), 18 February 1992 (18.02.1992), page 3, upper left column, lines 4 to 8; table 1 (Family: none)	1-14
A	JP 2005-2451 A (Daido Steel Co., Ltd.), 06 January 2005 (06.01.2005), paragraph [0031] (Family: none)	1-14
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 22 May 2015 (22.05.15)		Date of mailing of the international search report 02 June 2015 (02.06.15)
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan		Authorized officer Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, F01D5/28(2006.01)i, F01D25/00(2006.01)i, F01D25/24(2006.01)i, F02C7/00(2006.01)i		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D9/00, F01D5/28, F01D25/00, F01D25/24, F02C7/00		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2015年 日本国実用新案登録公報 1996-2015年 日本国登録実用新案公報 1994-2015年		
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語) WPI		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
Y	JP 2015-30873 A (株式会社東芝) 2015.02.16, 【表1】 , 【表2】 , 【0029】 (ファミリーなし)	1-14
Y	JP 4-48051 A (大同特殊鋼株式会社) 1992.02.18, 第3ページ左上欄第4-8行, 第1表 (ファミリーなし)	1-14
A	JP 2005-2451 A (大同特殊鋼株式会社) 2005.01.06, 【0031】 (ファミリーなし)	1-14
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日 22.05.2015	国際調査報告の発送日 02.06.2015	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官 (権限のある職員) 蛭田 敦 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K 3237