(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第4987921号
(P4987921)

(45)発行日　平成24年8月1日(2012.8.1)　(24)登録日　平成24年5月11日(2012.5.11)

| (51)Int.Cl. | | F I | | |
|---|---|---|---|---|
| C22C 19/05 | (2006.01) | C22C | 19/05 | C |
| F01D 5/06 | (2006.01) | F01D | 5/06 | |
| F01D 5/28 | (2006.01) | F01D | 5/28 | |
| F01D 25/00 | (2006.01) | F01D | 25/00 | F |
| | | F01D | 25/00 | L |

請求項の数 9　(全 12 頁)　最終頁に続く

(21)出願番号　特願2009-204557 (P2009-204557)
(22)出願日　平成21年9月4日 (2009.9.4)
(65)公開番号　特開2011-52308 (P2011-52308A)
(43)公開日　平成23年3月17日 (2011.3.17)
審査請求日　平成23年8月3日 (2011.8.3)

（出願人による申告）平成２１年度独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構　省エネルギー革新技術開発事業　挑戦研究　耐用温度８００℃級蒸気タービン用新鍛材料の開発委託研究、産業技術力強化法第１９条の適用を受ける特許出願

(73)特許権者　000005108
株式会社日立製作所
東京都千代田区丸の内一丁目６番６号
(74)代理人　110000350
ポレール特許業務法人
(72)発明者　佐藤　順
茨城県日立市大みか町七丁目１番１号　株式会社日立製作所　日立研究所内
(72)発明者　今野　晋也
茨城県日立市大みか町七丁目１番１号　株式会社日立製作所　日立研究所内
(72)発明者　土井　裕之
茨城県日立市幸町三丁目１番１号　株式会社日立製作所　日立事業所内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】Ｎｉ基合金並びにこれを用いた蒸気タービン用鋳造部品、蒸気タービンロータ、蒸気タービンプラント用ボイラチューブ、蒸気タービンプラント用ボルト及び蒸気タービンプラント用ナット

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
質量基準でＣ：０．００１～０．１％、Ｃｒ：１２～２３％、Ｃｏ：１５～２５％、Ａｌ：３．５～５．０％、Ｍｏ：４～１２％、Ｗ：０．１～７．０％を含み、Ｔｉ、Ｔａ及びＮｂの含有量の総和が質量基準で０．５％以下であり、残部がＮｉ及び不可避的不純物であり、下記式（１）で表されるパラメータＰｓが０．６～１．６であることを特徴とするＮｉ基合金。
【数１】

$$Ps = -7 \times (C量) - 0.1 \times (Mo量) + 0.5 \times (Al量) \quad (1)$$

【請求項２】
質量基準でＭｏ：５～８％を含むことを特徴とする請求項１記載のＮｉ基合金。
【請求項３】
前記パラメータＰｓが０．８～１．４であることを特徴とする請求項１記載のＮｉ基合金。
【請求項４】
質量基準でＭｏ＋Ｗ：１２％以下であることを特徴とする請求項１～３のいずれか一項に記載のＮｉ基合金。
【請求項５】
請求項１～４のいずれか一項に記載のＮｉ基合金を用いることを特徴とする蒸気タービン

プラント用鍛造部品。
【請求項６】
請求項１～４のいずれか一項に記載のＮｉ基合金を用いることを特徴とする蒸気タービンロータ。
【請求項７】
請求項１～４のいずれか一項に記載のＮｉ基合金を用いることを特徴とする蒸気タービンプラント用ボイラチューブ。
【請求項８】
請求項１～４のいずれか一項に記載のＮｉ基合金を用いることを特徴とする蒸気タービンプラント用ボルト。
【請求項９】
請求項１～４のいずれか一項に記載のＮｉ基合金を用いることを特徴とする蒸気タービンプラント用ナット。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、Ｎｉ基鍛造合金に関する。
【背景技術】
【０００２】
発電用蒸気タービンやガスタービンの高効率化には燃焼温度の上昇が有効である。
【０００３】
現在、主流となっている石炭火力プラントの蒸気温度は５５０～６００℃であり、タービンやボイラを構成する材料にはフェライト系耐熱鋼が利用されている。フェライト系耐熱鋼は、大型鋼塊製造性に優れており、１０ｔｏｎを超える大型鍛造品が製造されてタービンロータシャフト、ボイラ配管などに利用されている。しかし、フェライト系耐熱鋼の耐用温度は、高いものでも約６５０℃とされており、それ以上の温度では高温強度が不足するため使用できない。
【０００４】
ガスタービンでは、高温部に、高温強度に優れるＮｉ基合金が使用されている。
【０００５】
Ｎｉ基合金は、Ｗ、Ｍｏ、Ｃｏなどの固溶強化元素、及びＡｌ、Ｔｉ、Ｎｂ、Ｔａなどの析出強化元素を多く含有し、優れた高温強度を有している。主要な析出強化相であるγ’相（$Ni_3Al$）は、温度上昇に伴って強度も上昇する性質があり、高温における強度特性の向上に極めて効果的である。Ｔｉ、Ｎｂ、Ｔａ等の元素を添加することによって、γ’相は安定化され、より高温まで存在できるようになるため、Ｎｉ基合金の高性能化では、γ’相をいかに安定化するかに主眼を置いて開発がなされてきた。
【０００６】
しかし、高強度になるほど熱間鍛造が難しくなり、上記タービンやエンジンにおいて最も負荷の大きい動翼などは、鍛造で作ることが不可能なため、精密鋳造によって作製されるのが一般的である（例えば特許文献１）。精密鋳造では、製造できる重量が限定されてしまい、蒸気タービンロータのような大型部品を従来の高強度Ｎｉ基合金で製造することは困難である。
【０００７】
一方で、合金元素を選定することによって、良好な熱間鍛造性と高温強度とを兼ね備えるＮｉ基合金が特許文献２に開示されており、蒸気タービンやガスタービン部材への適用に好適であることが示されている。
【０００８】
熱間鍛造性の他に、Ｎｉ基合金の大型化を阻む要因として、大型鋼塊製造性に劣ることがあげられる。
【０００９】

Ｎｉ基合金は、上述のとおり、多くの強化元素を添加するが、これらの元素は凝固時に偏析を生じやすい。鋼塊中に偏析が存在すると、熱間鍛造時に割れの原因となる他、材質が不均一になることで必要な強度が得られないなど、適切な材料が得られない。鋼塊サイズが大きくなるほど、冷却速度及び凝固速度が低下し、偏析が発生しやすい条件となる。

【００１０】

従来のＮｉ基合金では、蒸気タービンで使用されるような１０ｔｏｎを超える大型鍛造材を製造することは困難である。小型部品を溶接で接合して大型部品を製造する方法もあるが、溶接コストや溶接部の信頼性評価の問題が懸念されることから、偏析が発生しにくく、大型鋼塊製造性に優れるＮｉ基合金が望まれている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【００１１】

【特許文献１】特開平９－２７２９３３号公報

【特許文献２】特開２００９－０９７０５２号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【００１２】

特許文献２によれば、析出強化元素として添加する元素をＡｌのみにして、Ｔｉ、Ｔａ、Ｎｂなどは添加しない、あるいは添加しても０．５％以下と少量にすることにより、高温強度と熱間加工性とが両立できることが示されている。Ｔｉ、Ｔａ、Ｎｂは、凝固時に溶湯に多く分配し、偏析を発生させる元素であるため、本発明の目的である大型鋼塊製造性改善の観点からも、特許文献２の合金設計は望ましいと言える。

【００１３】

しかし、必須の強化元素であるＡｌも、Ｔｉ、Ｔａ及びＮｂに比べて傾向は小さいものの、偏析しやすい元素であり、鋼塊サイズを大きくする上で課題となっていた。

【００１４】

本発明の目的は、高温強度と熱間鍛造性とを両立させるとともに、偏析が発生しにくく大型鋼塊製造性に優れたＮｉ基合金、及びこれを用いた蒸気タービンプラント用鍛造部品を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【００１５】

本発明のＮｉ基合金は、質量基準でＣ：０．００１～０．１％、Ｃｒ：１２～２３％、Ｃｏ：１５～２５％、Ａｌ：３．５～５．０％、Ｍｏ：４～１２％、Ｗ：０．１～７．０％を含み、Ｔｉ、Ｔａ及びＮｂの含有量の総和が質量基準で０．５％以下であり、下記式（１）で表されるパラメータＰｓが０．６～１．６であることを特徴とする。

【００１６】

【数１】

$$Ps = -7 \times (C量) - 0.1 \times (Mo量) + 0.5 \times (Al量) \qquad (1)$$

【発明の効果】

【００１７】

本発明によれば、蒸気温度が７５０℃を超える蒸気タービンプラントにおいて使用可能で、１０ｔｏｎを超える大型鍛造材を製造することが可能になる。

【図面の簡単な説明】

【００１８】

【図１】本発明による実施例のＮｉ基合金と比較例のＭｏ量とパラメータＰｓとの相関関係を示すグラフである。

【図２】本発明による実施例のＮｉ基合金と比較例のクリープひずみ曲線を示すグラフである。

【図３】本発明による実施例のＮｉ基合金と比較例のクリープ破断時間を示すグラフであ

る。
【図４Ａ】本発明のＮｉ基合金を用いた一体型タービンロータを示す斜視図である。
【図４Ｂ】本発明のＮｉ基合金を用いた溶接型タービンロータを示す斜視図である。
【図５】本発明のＮｉ基合金を用いたボイラ配管を示す斜視図である。
【図６】本発明のＮｉ基合金を用いたケーシングボルトを示す側面図である。
【発明を実施するための形態】
【００１９】
本発明は、高効率火力発電プラント用大型部材に好適なＮｉ基合金、及びこれを用いた蒸気タービン用鍛造部品に関する。
【００２０】
発明者らは、偏析傾向に及ぼす各合金元素の影響を実験及び相平衡に関する熱力学計算により詳細に検討した結果、Ｍｏ、Ｗ、Ａｌ、Ｃなどの組成を調整することで偏析を抑制し、大型鋼塊製造性を改善した合金の発明に至った。
【００２１】
すなわち、本発明のＮｉ基合金（以下、Ｎｉ基鍛造合金とも呼ぶ。また、単に合金と呼ぶ場合もある。）は、質量基準でＣ：０．００１～０．１％、Ｃｒ：１２～２３％、Ｃｏ：１５～２５％、Ａｌ：３．５～５．０％、Ｍｏ：４～１２％、Ｗ：０．１～７．０％を含み、Ｔｉ、Ｔａ及びＮｂの含有量の総和が質量基準で０．５％以下であり、下記式（１）で表されるパラメータＰｓが０．６～１．６（０．６≦Ｐｓ≦１．６）であることを特徴とする。
【００２２】
【数２】

$$Ps = -7 \times (C量) - 0.1 \times (Mo量) + 0.5 \times (Al量) \qquad (1)$$

【００２３】
また、より良好な大型鋼塊製造性が得られるＮｉ基合金としては、質量基準でＭｏ：５～８％を含むことを特徴とする。
【００２４】
なお、上記式（１）において、（Ｃ量）、（Ｍｏ量）及び（Ａｌ量）はそれぞれ、Ｎｉ基鍛造合金に含まれるＣ、Ｍｏ及びＡｌの組成（単位は質量％）である。
【００２５】
更に好適な大型鋼塊製造性が得られるＮｉ基合金としては、前記パラメータＰｓが０．８～１．４であることを特徴とする。
【００２６】
本発明において、高温強度と熱間鍛造性のバランスも考慮すると、Ｍｏ＋Ｗ≦１２質量％（質量基準でＭｏ＋Ｗ：１２％以下）であることが望ましい。ここで、Ｍｏ＋Ｗは、Ｍｏ及びＷの組成（質量基準）の和を表す。
【００２７】
これらの合金は、蒸気タービンプラント用鍛造部品として、タービンロータ、ボイラチューブ、ボルト、ナットなどの用途に用いられる。
【００２８】
なお、質量基準でＣ：０．００１～０．１％とは、本発明のＮｉ基合金の質量を基準として、その合金中に合金の一成分であるＣが０．００１～０．１％、すなわち０．００１％以上かつ０．１％以下の範囲で含まれることをいう。すなわち、０．００１～０．１質量％又は０．００１～０．１ｍａｓｓ％と表記してもよい。この場合に、０．００１％及び０．１％はそれぞれ下限値及び上限値であり、これらの下限値及び上限値も本発明の範囲に含まれるものとする。他の成分についても同様である。以下、合金の組成に関して単位を％と表示した場合、特に記載がなければ、質量％を意味する。
【００２９】
本発明の目的である大型鋼塊製造性を改善するためには、凝固時に生じる偏析を抑制す

ることが必要である。

【００３０】

偏析が起こる原因は、溶質元素が固液界面で分配し、溶湯中の密度差変化がおこるためと考えられている。

【００３１】

表１は、本発明のＮｉ基合金の構成元素について、分配の傾向を示す分配係数（構成元素の液相中と固相中との濃度比）を調べた結果である。

【００３２】

【表１】

表 1

各元素の分配係数

| 元素 | C | Al | Cr | Co | Ni | Mo | W |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 分配係数 | 17.1 | 1.5 | 1.1 | 1.0 | 0.9 | 1.8 | 1.1 |

【００３３】

分配係数が１に近い元素は濃度差が生じにくく、偏析を起こしにくい。反対に１から離れるほど偏析を起こしやすいことになるが、本表においては、Ｃ、Ａｌ及びＭｏでその傾向が強い。しかし、Ａｌは、主成分であるＮｉよりも軽い元素、これに対して、Ｍｏは、重い元素であり、溶湯の密度に対して反対の作用を有している。また、Ｃは液相の融点を大きく低下させるため、溶湯の密度を大きくする傾向がある。そのため、これらの偏析の傾向が互いに異なる元素をバランスすることで、溶湯中の密度差を調整して偏析を抑制し、大型鋼塊製造性を改善することが出来る。

【００３４】

以下、本発明に係るＮｉ基合金の構成元素の組成範囲およびその選定理由を示す。

【００３５】

Ｃは、母相に固溶して高温での引張強さを向上させると共に、$M^1C$（$M^1$は、Ｔｉ、Ｔａ、Ｎｂなどの金属元素である。）、$M^2{}_{23}C_6$（$M^2$は、Ｃｒ、Ｍｏなどの金属元素である。）などの炭化物を形成することで粒界強度を向上させる。これらの効果は０．００１％程度から顕著になるが、過剰なＣの添加は粗大な共晶炭化物の原因となり、靭性の低下を招くため、０．１％を上限とする。すなわち、０．００１～０．１％の含有量が好ましい。更に好ましい含有量の範囲は０．０３～０．０８％である。

【００３６】

また、Ｃは、液相に分配する傾向が非常に強く、融点を低下させて溶湯の密度を大きくする効果が強い。０．１％を超えて添加すると、粗大な炭化物が集中して析出するなど、強度特性を損なう。

【００３７】

Ａｌは、γ’（$Ni_3Al$）相を形成する元素であり、γ’相強化型のＮｉ基合金の強化には不可欠な元素である。また、耐酸化性を向上させる効果も有している。不足の場合には、時効によるγ’相析出量が少ないため、十分な高温強度が得られない。

【００３８】

本発明のＮｉ基合金は、他の強化元素であるＴｉ、Ｔａ及びＮｂの量が少ないため、十分な強度を得るためには少なくとも３．５％のＡｌ量が必要であるが、過剰になると固溶温度が高くなり、熱間鍛造が困難になることから、Ａｌが５．０％を超えない範囲とする。すなわち、３．５～５．０％の含有量が好ましい。更に好ましい含有量の範囲は３．６～４．５％である。

【００３９】

また、Ａｌは、液相に分配する傾向が強く、溶湯の密度を小さくする効果があるため、Ａｌを５．０％より多く添加すると偏析を生じ、融点の低下や熱間加工時の割れの原因に

なる。
【００４０】
Ｍｏは、固溶強化によって母相を強化する効果があり、０．１％程度でも強度の改善が認められるが、大型鋼塊製造性の観点から、４．０％以上の添加が必要である。これによって、溶湯密度を大きくし、偏析の発生を抑えることが出来る。しかし、１２％を超えると、脆い有害相の析出が析出し、高温鍛造性及び強度に悪影響を及ぼす。すなわち、４．０～１２％の含有量が好ましい。更に好ましい含有量の範囲は５．０～８．０％である。
【００４１】
Ｃｒは、Ｎｉ基合金の表面に$Cr_2O_3$を含む緻密な酸化皮膜を形成して耐酸化性及び高温耐食性を向上させる元素である。本発明で対象とする高温部材に利用するためには、少なくとも１２％を含有することが必要である。しかし、Ｃｒを２３％より多く添加すると、σ相が析出して材料の延性及び破壊靭性が悪化するため、２３％を超えない範囲とする。すなわち、１２～２３％の含有量が好ましい。更に好ましい含有量の範囲は１６～２０％である。
【００４２】
Ｃｏは、Ｎｉと置換して母相に固溶して高温強度を向上させる効果と、γ’相の固溶温度を低下する作用があり、熱間加工を容易にする。高温強度、耐酸化性向上のためにＡｌ量を多くする場合、Ｃｏを１５％以上添加することで、良好な熱間加工性を維持することが出来る。Ｃｏの過剰な添加は、σ相やμ相といった有害相の析出を助長するため、上限値は２５％とした。すなわち、１５～２５％の含有量が好ましい。更に好ましい含有量の範囲は１７～２３％である。
【００４３】
Ｗは、強度に及ぼす影響がＭｏと非常に良く似ており、固溶強化によって母相を強化する効果がある。十分な強度を得るためには、０．１％以上の添加が必要であるが、７％を超えると、硬質で脆い金属間化合物相の生成を助長したり、高温鍛造性の悪化を招いたりする。すなわち、０．１～７．０％の含有量が好ましい。更に好ましい含有量の範囲は２．０～６．０％である。
【００４４】
また、Ｍｏ及びＷの含有量の総和が１２％以下であることが望ましい。すなわち、Ｍｏ及びＷの下限値はそれぞれ、４．０％、０．１％であることを考慮すると、Ｍｏ及びＷの含有量の総和は４．１～１２％であることが望ましい。更に望ましい含有量の範囲は５．０～１２％である。
【００４５】
さらに、前述のように大型鋼塊製造性に関して、ＡｌとＭｏ及びＣとは互いに反する効果を有するため、これらの元素は上記式（１）で表されるパラメータＰｓが一定の関係を満たすことが必要である。
【００４６】
０．６≦Ｐｓ≦１．６となる合金組成範囲を選定することにより、本発明の目的である大型鋼塊製造性の改善が可能となり、１０ｔｏｎ以上の偏析のないインゴットが期待できる。さらに好ましい範囲は０．８≦Ｐｓ≦１．４である。
【実施例】
【００４７】
以下、本発明の実施例について詳細に説明する。
【００４８】
表２に示す組成の合金１０ｋｇを真空誘導溶解炉にて作製した。
【００４９】
実施例１～８が本発明の材料であり、比較例１～４は、合金組成あるいはパラメータＰｓが本発明の構成から外れる合金である。このうち、比較例３及び４は、実際に利用されている高強度Ｎｉ基合金であり、Ｔｉを多く含む特徴を有している。
【００５０】

表２には、上記式（１）で計算したＰｓの値も示している。

【００５１】

【表２】

## 表 2

供試材合金組成

| No. | 材料 | 合金組成（wt.%） | | | | | | | | | | Ps |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | C | Al | Cr | Co | Ni | Mo | W | Ti | Ta | Nb | |
| 1 | 実施例1 | 0.03 | 4.1 | 17 | 22 | 残部 | 4 | 4 | 0 | 0 | 0 | 1.44 |
| 2 | 実施例2 | 0.10 | 4.1 | 18 | 22 | 残部 | 4 | 4 | 0 | 0 | 0 | 0.95 |
| 3 | 実施例3 | 0.03 | 4.2 | 17 | 22 | 残部 | 6 | 2 | 0 | 0 | 0 | 1.29 |
| 4 | 実施例4 | 0.10 | 4.2 | 17 | 22 | 残部 | 6 | 2 | 0 | 0 | 0 | 0.80 |
| 5 | 実施例5 | 0.05 | 3.8 | 16 | 20 | 残部 | 8 | 1 | 0.1 | 0 | 0 | 0.75 |
| 6 | 実施例6 | 0.05 | 4.4 | 15.5 | 18.5 | 残部 | 5 | 2 | 0 | 0.1 | 0.1 | 1.35 |
| 7 | 実施例7 | 0.03 | 3.6 | 20 | 20.5 | 残部 | 5 | 5 | 0.1 | 0 | 0.1 | 1.09 |
| 8 | 実施例8 | 0.08 | 4.5 | 18 | 22 | 残部 | 10 | 2 | 0.2 | 0 | 0 | 0.69 |
| 9 | 比較例1 | 0.05 | 4.0 | 18 | 22 | 残部 | 0 | 8 | 0 | 0 | 0 | 1.65 |
| 10 | 比較例2 | 0.05 | 3.6 | 18 | 23 | 残部 | 10 | 2 | 0 | 0 | 0 | 0.45 |
| 11 | 比較例3 | 0.05 | 0.5 | 20 | 20 | 残部 | 6 | 0 | 2.2 | 0 | 0 | -0.70 |
| 12 | 比較例4 | 0.05 | 2.1 | 20 | 12 | 残部 | 6 | 1 | 3 | 0 | 0 | 0.10 |

【００５２】

図１は、ＰｓとＭｏ量との関係を示したグラフである。本図において、破線で囲まれた領域が本発明の範囲であり、実施例１～８が含まれる。比較例１～４は、本発明の範囲外となっている。図中、プロットの符号１～８は実施例１～８を表し、符号９～１２は、比較例１～４を表す。これらの符号は、表２における番号（Ｎｏ．）とも対応している。

【００５３】

本発明の範囲、すなわち実施例１～８は、大型鋼塊製造性に優れた合金である。

【００５４】

作製した合金は、表面の酸化皮膜や欠陥を除去した後、熱間加工によりφ１５ｍｍの丸棒形状に加工した。丸棒素材に適宜熱処理を行った後、各種試験片を採取して特性評価を行った。強度評価には高温クリープ試験を行った。試験温度は８００℃、試験荷重は２９４ＭＰａとした。熱間鍛造性については、熱間加工の可否とともに、強化相であるγ’相の固溶温度を熱分析により測定して判断基準とした。既存の鍛造設備では鍛造時の温度は１０００℃程度であり、γ’相固溶温度が１０００℃を超える材料は、変形抵抗が大きく大型鍛造材の製造は困難になる。大型鋼塊製造性の評価は、別途合金を溶解し、冷却速度を制御して模擬的に偏析を発生させることで、偏析の発生しやすさを評価した。各種試験の結果を表３にまとめた。

【００５５】

【表３】

## 表 ３

### 各種特性試験結果

| No. | 材料 | クリープ試験結果（800℃, 294MPa） | | γ’相固溶温度 | 大型鋼塊 |
|---|---|---|---|---|---|
| | | 破断時間（h） | 破断伸び（%） | （℃） | 製造性 |
| 1 | 実施例1 | 334 | 25 | 965 | ○ |
| 2 | 実施例2 | 284 | 41 | 968 | ○ |
| 3 | 実施例3 | 334 | 21 | 968 | ○ |
| 4 | 実施例4 | 267 | 28 | 971 | ○ |
| 5 | 実施例5 | 281 | 38 | 942 | ○ |
| 6 | 実施例6 | 308 | 26 | 981 | ○ |
| 7 | 実施例7 | 345 | 40 | 945 | ○ |
| 8 | 実施例8 | 278 | 35 | 978 | ○ |
| 9 | 比較例1 | 124 | 8 | 983 | △ |
| 10 | 比較例2 | 237 | 15 | 925 | × |
| 11 | 比較例3 | 60 | 48 | 990 | × |
| 12 | 比較例4 | 272 | 25 | 1052 | × |

【００５６】

図２は、クリープ試験によって得られたクリープひずみ曲線の一例を示したグラフである。

【００５７】

本図において、実施例１～３は、クリープ破断時間、クリープ破断伸びとも比較例１を上回ることがわかる。

【００５８】

図３は、各合金のクリープ破断時間を示したグラフである。

【００５９】

この試験条件では、１００ｈ（１００時間）以上の破断時間を達成すれば、蒸気タービン材料の耐用温度としては７５０℃以上が期待できるが、実施例１～８のクリープ破断時間はいずれも１００ｈを大きく上回っており、耐用温度（１００ＭＰａ、１０万時間）では７８０～８００℃と見積もられる。

【００６０】

比較例１～４に関しても、比較例３を除く全ての材料で１００ｈ以上の破断時間が得られており、強度については比較的良好な結果が得られている。比較例３はＡｌの含有量が少なく、使用温度におけるγ’相析出量が少ないため、十分な強度が得られていない。

【００６１】

実施例１～８のγ’相固溶温度はいずれも１０００℃以下であり、実際に行った熱間加工でも非常に良好な熱間鍛造性を有していた。比較例１～３も固溶温度が１０００℃以下であるため、熱間鍛造性に問題は見られなかったが、比較例４の丸棒素材では一部で熱間鍛造時に生じた割れが見られた。Ｔｉ量が多く、γ’相が熱間鍛造時に存在するため加工が困難になると考えられる。

【００６２】

大型鋼塊製造性の評価では、実施例と比較例とで大きな差が見られた。大型鋼塊製造性に関しては、偏析模擬試験により評価を行った。

【００６３】

表３において、偏析模擬試験で偏析が観察されなかったものは○、偏析が観察され、加工や特性を大きく劣化させたものは×、軽微な偏析については△を記載している。

【００６４】

実施例１～８では、いずれの合金でも偏析は観察されなかった。今回の偏析模擬試験は、強度評価に用いた素材よりも冷却速度を遅くして、１０ｔｏｎの鋼塊製造条件を想定している。この試験で偏析が生じなければ、実際の大型鋼塊を無偏析で製造できると考えられる。

【００６５】

比較例１では、軽微な偏析が観察された。このインゴットについて熱間鍛造を行ってみても割れは発生しなかったが、合金組成が不均一になることで、特性も不均一で十分な強度が得られないことが懸念される。比較例２では偏析が観察された。比較例２の構成元素の組成は、実施例８に近い組成であるが、Ｐｓが本発明の範囲から外れているために偏析が発生しやすく、大型鋼塊製造性に乏しい合金組成になっていると考えられる。比較例３及び４も偏析が発生しており、１０ｔｏｎを超える大型鋼塊の製造は困難である。

【００６６】

このように、本発明によれば、蒸気タービンに使用する際の耐用温度が７５０℃以上を維持しながら、熱間鍛造が可能であり、１０ｔｏｎクラスの大型鋼塊の製造が可能な合金を実現することが出来る。

【００６７】

本発明のＮｉ基合金を用いて作製した鍛造部品の例を以下に示す。

【００６８】

図４Ａ及び４Ｂは、本発明のＮｉ基合金を蒸気タービンロータに適用した場合の例である。

【００６９】

図４Ａは、一体型のタービンロータを示したものである。

【００７０】

本図において、一体型タービンロータ１は、軸部１１及び胴部１２で構成されている。軸部１１及び胴部１２は、本発明のＮｉ基合金で形成されている。胴部１２の外径は７５０ｍｍである。

【００７１】

本発明のＮｉ基合金は、大型鋼塊製造性に優れ、熱間鍛造が可能であるため、図４Ａのように、一体型のタービンロータとして使用することが出来る。

【００７２】

これによって、蒸気温度を７５０℃以上に上昇させることが可能となり、発電効率の向上が見込まれる。

【００７３】

図４Ｂは、溶接型のタービンロータを示したものである。

【００７４】

本図において、溶接型タービンロータ２は、第一の軸部２１及び第一の胴部２２と、第二の軸部２３及び第二の胴部２４とを溶接部２５で接続した構成となっている。第一の軸部２１及び第一の胴部２２は、本発明のＮｉ基合金で形成されている。第二の軸部２３及び第二の胴部２４は、フェライト系耐熱鋼（フェライト鋼）又はＮｉ基合金で形成されている。第一の胴部２２及び第二の胴部２４の外径は９００ｍｍである。

【００７５】

本図に示すように、高出力化のためにタービンを大型化する場合には、本発明のＮｉ基合金を溶接型ロータに適用することも可能である。このとき、実施例同士を溶接で接合しても良いが、図４Ｂのように、蒸気流入方向の下流側の低温部にはフェライト系耐熱鋼を用いた異材溶接とすることも可能である。

【００７６】

図５は、本発明のＮｉ基合金を蒸気タービンプラントのボイラ配管に適用した場合の例である。

【００７７】

本図において、ボイラ配管３１は、外径４０ｍｍの本発明によるＮｉ基合金を用いてい

る。

【００７８】

タービンに導入される主蒸気温度を７００℃まで上昇させるためには、ボイラ内で７５０℃まで加熱する必要があるため、配管用材料は耐用温度が７５０℃以上でなくてはならないが、本発明のＮｉ基合金を用いることで主蒸気温度７００℃のタービンプラントが実現できる。ボイラ配管３１は溶接により接合するが、溶接部では溶接の欠陥や熱の影響により基材に比べてき裂の起点となりやすい。本発明のＮｉ基合金は、従来の合金に比べて大型の素材が得られるため、溶接箇所を減らすことが可能であり、信頼性を向上させることができる。

【００７９】

図６は、本発明のＮｉ基合金をタービンケーシングのボルト及びナットに用いた場合の例である。

【００８０】

本図においては、タービンケーシング４２が、ボルト４１及びナット４３により締結されている。ボルト４１及びナット４３は、本発明のＮｉ基合金が用いられている。タービンケーシング４２は、ＮｉＣｒＭｏ鋳造材などが用いられる。

【００８１】

タービンケーシング４２は耐圧部品であり、一般的に、鋳造により別々に製作されたものをボルト４１及びナット４３による締結で一体化している。

【００８２】

温度が上昇すると、従来の鍛造材ではクリープ変形によりボルト及びナットが緩み、蒸気が漏れてしまうことが問題になるが、本発明のＮｉ基合金は高強度なため、クリープ変形が起こらず、ボルト及びナットの緩みが発生しなくなる。

【００８３】

本発明によれば、１０ｔｏｎ以上の大型鍛造材の製造が可能となり、７５０℃における１０万時間クリープ破断強度が１００ＭＰａ以上の強度が得られ、蒸気タービン及びガスタービン部材として用いることで高温化・高効率化が可能になる。

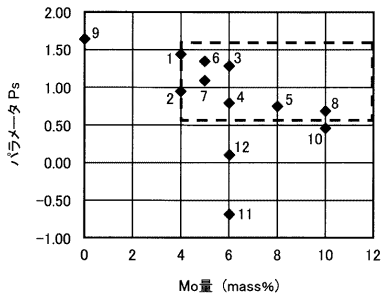
【符号の説明】

【００８４】

１：一体型タービンロータ、２：溶接型タービンロータ、１１：軸部、１２：胴部、２１：軸部Ａ、２２：胴部Ａ、２３：軸部Ｂ、２４：胴部Ｂ、２５：溶接部、３１：ボイラ配管、４１：ボルト、４２：タービンケーシング、４３：ナット。

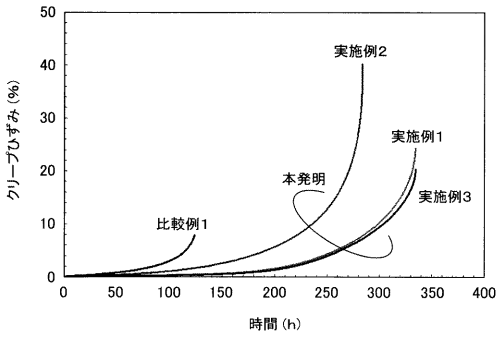
【図１】

図 1



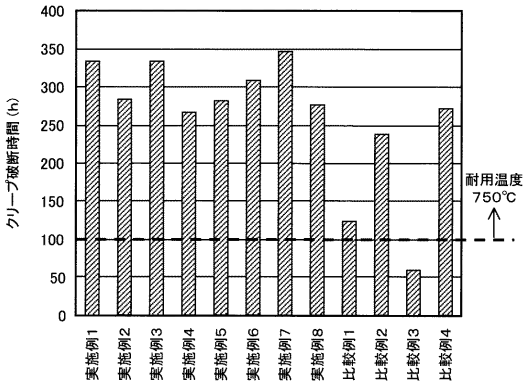

【図２】

図 2



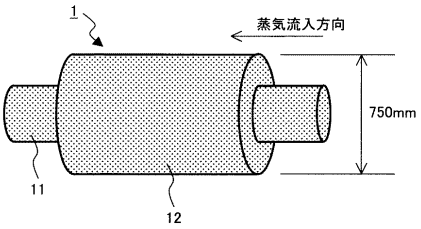

【図３】

図 3



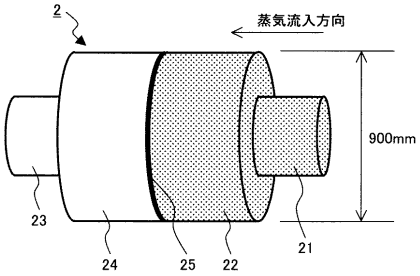

【図４Ａ】

図 4A



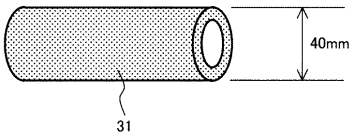

【図４Ｂ】

図 4B



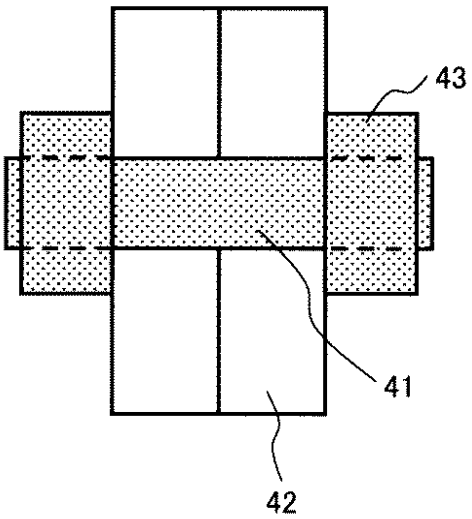

【図５】

図 5




【図６】

図 6



フロントページの続き

(51)Int.Cl. FI
F01D 25/00 Z

審査官 浅井 雅弘

(56)参考文献 特開２００９－０９７０５２（ＪＰ，Ａ）
特開昭５１－０２００１８（ＪＰ，Ａ）
特開昭５４－０１８４４９（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ １９／０５