

明 細 書

発明の名称：コバルト基合金材料およびコバルト基合金製造物 技術分野

[0001] 本発明は、機械的特性に優れたコバルト基合金の技術に関し、特に、付加造形法に好適なコバルト基合金材料および該合金材料から製造したコバルト基合金製造物に関するものである。

背景技術

[0002] コバルト (Co) 基合金材料は、ニッケル (Ni) 基合金材料とともに代表的な耐熱合金材料であり、超合金とも称されて高温部材（高温環境下で使用される部材、例えば、ガスタービンや蒸気タービンの部材）に広く用いられている。Co基合金材料は、Ni基合金材料と比べて材料コストは高いものの耐食性や耐摩耗性が優れており、固溶強化し易いことから、タービン静翼やタービン燃焼器部材などとして用いられてきた。

[0003] 耐熱合金材料において、現在までに行われてきた種々の合金組成の改良および製造プロセスの改良によって、Ni基合金材料では、 γ' 相（例えば $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 相）の析出による強化が開発され現在主流になっている。一方、Co基合金材料においては、Ni基合金材料の γ' 相のような機械的特性向上に大きく寄与する金属間化合物相が析出しづらいことから、炭化物相による析出強化が研究されてきた。

[0004] 例えば、特許文献1（特開昭61-243143）には、結晶粒径が $10\mu\text{m}$ 以下であるコバルト基合金の基地に、粒径が 0.5 から $10\mu\text{m}$ である塊状及び粒状の炭化物を析出させてなることを特徴とするCo基超塑性合金が開示されている。また、前記コバルト基合金は、重量比でC： $0.15\sim 1\%$ 、Cr： $15\sim 40\%$ 、W及び又はMo： $3\sim 15\%$ 、B： 1% 以下、Ni： $0\sim 20\%$ 、Nb： $0\sim 1.0\%$ 、Zr： $0\sim 1.0\%$ 、Ta： $0\sim 1.0\%$ 、Ti： $0\sim 3\%$ 、Al： $0\sim 3\%$ 、及び残部Coからなること、が開示されている。

[0005] ところで、近年、複雑形状を有する最終製品をニアネットシェイプで製造

する技術として、付加造形法（AM法）などの三次元造形技術が注目され、該三次元造形技術を耐熱合金部材へ適用する研究開発が活発に行われている。

[0006] 特許文献2（特開2019-049022）については後述する。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特開昭61-243143号公報

特許文献2：特開2019-049022号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] AM法による合金部材の製造は、タービン翼のような複雑形状を有する部材であっても直接的に造形できることから、製造ワークタイムの短縮や製造歩留まりの向上の観点（すなわち、製造コストの低減の観点）で有用な技術である。

[0009] 一方、Co基合金材料は、Ni基合金材料の γ' 相のような金属間化合物相の析出を前提としないことから、酸化し易いAlやTiをNi基合金材料のように多く含有させておらず、大気中での溶解・ castingプロセスが利用可能である。そのため、AM法用の合金粉末の作製やAM体の作製に有利であると考えられる。また、Co基合金材料は、Ni基合金材料と同等以上の耐食性や耐摩耗性を有する利点がある。

[0010] しかしながら、従来のCo基合金材料は、 γ' 相析出強化Ni基合金材料に比して機械的特性が低いという弱点を有する。言い換えると、 γ' 相析出強化Ni基合金材料と同等以上の機械的特性を達成することができれば、Co基合金AM体は、高温部材に適した材料となりうる。

[0011] 本発明は、上記のような課題に鑑みてなされたものであり、その目的は、析出強化Ni基合金材料と同等以上の機械的特性を有するCo基合金製造物、およびその製造に好適なCo基合金材料を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0012] (I) 本発明の一態様は、Co基合金材料からなる製造物であって、
 前記Co基合金材料は、
 0.08質量%以上0.25質量%以下の炭素 (C) と、
 0.003質量%以上0.2質量%以下の窒素 (N) とを含み、前記Cおよび前記Nの合計が0.083質量%以上0.28質量%以下であり、
 0.1質量%以下のホウ素 (B) と、
 10質量%以上30質量%以下のクロム (Cr) とを含み、
 鉄 (Fe) を5質量%以下でニッケル (Ni) を30質量%以下で含み、前記Feおよび前記Niの合計が30質量%以下であり、
 タングステン (W) および／またはモリブデン (Mo) を含み、前記Wおよび前記Moの合計が5質量%以上12質量%以下であり、
 アルミニウム (Al) および／またはケイ素 (Si) を含み、前記Alおよび前記Siの少なくとも一種が0.5質量%超3質量%以下であり、かつ前記Alおよび前記Siの合計が0.5質量%超4質量%以下であり、
 0.5質量%以下のマンガン (Mn) を含み、
 WおよびMo以外の遷移金属で原子半径が130 pm超のM成分を0.5質量%以上4質量%以下で含み、
 残部がCoと不純物とからなり、
 前記不純物は、0.04質量%以下の酸素 (O) を含む、化学組成を有し、
 前記製造物は、母相結晶粒の多結晶体であり、
 前記母相結晶粒の中には、平均サイズが0.13 μm 以上2 μm 以下で前記M成分が境界領域に偏析している偏析セルが形成している、または
 前記母相結晶粒の中に、平均サイズが0.13 μm 以上2 μm 以下のポスト偏析セルが形成しており、該ポスト偏析セルの境界に沿って前記M成分を含むMC型炭化物相、M(C,N)型炭窒化物相および／またはMN型窒化物相の粒子が分散析出している、
 ことを特徴とするCo基合金製造物を提供するものである。
 なお、本発明において、MC型、M(C,N)型およびMN型におけるMは遷移金属を意

味し、Cは炭素を意味し、Nは窒素を意味する。

[0013] (II) 本発明の他の一態様は、Co基合金材料であって、
 0.08質量%以上0.25質量%以下のCと、
 0.003質量%以上0.2質量%以下のNとを含み、前記Cおよび前記Nの合計が0.083質量%以上0.28質量%以下であり、
 0.1質量%以下のBと、
 10質量%以上30質量%以下のCrとを含み、
 Feを5質量%以下でNiを30質量%以下で含み、前記Feおよび前記Niの合計が30質量%以下であり、
 Wおよび／またはMoを含み、前記Wおよび前記Moの合計が5質量%以上12質量%以下であり、
 Alおよび／またはSiを含み、前記Alおよび前記Siの少なくとも一種が0.5質量%超3質量%以下であり、かつ前記Alおよび前記Siの合計が0.5質量%超4質量%以下であり、
 0.5質量%以下のMnを含み、
 WおよびMo以外の遷移金属で原子半径が130 pm超のM成分を0.5質量%以上4質量%以下で含み、
 残部がCoと不純物とからなり、
 前記不純物は、0.04質量%以下のOを含む、化学組成を有する、
 ことを特徴とするコバルト基合金材料を提供するものである。

[0014] 本発明は、上記のCo基合金製造物 (I) およびCo基合金材料 (II) において、以下のような改良や変更を加えることができる。

(i) 前記化学組成は、前記Nが0.04質量%超0.2質量%以下であり、前記Cおよび前記Nの合計が0.12質量%超0.28質量%以下である。

(ii) 前記化学組成の前記M成分は、チタン (Ti)、ジルコニウム (Zr)、ハフニウム (Hf)、バナジウム (V)、ニオブ (Nb) およびタンタル (Ta) のうちの1種以上である。

(iii) 前記化学組成の前記M成分は、

前記Tiを含む場合、該Tiは0.01質量%以上1質量%以下であり、
 前記Zrを含む場合、該Zrは0.05質量%以上1.5質量%以下であり、
 前記Hfを含む場合、該Hfは0.01質量%以上0.5質量%以下であり、
 前記Vを含む場合、該Vは0.01質量%以上0.5質量%以下であり、
 前記Nbを含む場合、該Nbは0.02質量%以上1質量%以下であり、
 前記Taを含む場合、該Taは0.05質量%以上1.5質量%以下である。

(iv) 前記化学組成の前記M成分は、前記Zrを必須とする。

(v) 前記化学組成の前記M成分は、前記Ti、前記Zr、前記Hf、前記V、前記Nb
 および前記Taのうちの3種以上である。

[0015] また、本発明は、上記のCo基合金製造物 (I) において、以下のような改良
 や変更を加えることができる。

(vi) 前記製造物は、大気中、温度950℃の条件下で酸化試験を行った場合、
 1000時間保持の質量変化率が500時間保持の質量変化率よりも大きい。

(vii) 前記製造物は、高温部材である。

(viii) 前記高温部材は、タービン静翼、タービン動翼、タービン燃焼器ノ
 ズルまたは熱交換器である。

[0016] さらに、本発明は、上記のCo基合金材料 (II) において、以下のような改
 良や変更を加えることができる。

(ix) 前記材料は、粉末であり、該粉末の粒子径が5 μm 以上100 μm 以下の範
 囲にある。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、析出強化Ni基合金材料と同等以上の機械的特性を有するC
 o基合金製造物、およびその製造に好適なCo基合金材料を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0018] [図1]本発明に係るCo基合金製造物の製造方法の工程例を示すフロー図である。
 。

[図2]選択的レーザ溶融工程で得られるCo基合金付加造形体の微細組織の一例

を示す走査型電子顕微鏡（SEM）観察像である。

[図3]ひずみ緩和アニール工程で得られるCo基合金付加造形体の微細組織の一例を示すSEM観察像である。

[図4]本発明に係るCo基合金製造物の一例であり、高温部材としてのタービン静翼を示す斜視模式図である。

[図5]本発明に係るCo基合金製造物の他の一例であり、高温部材としてのタービン動翼を示す斜視模式図である。

[図6]本発明に係る高温部材を装備するガスタービンの一例を示す断面模式図である。

[図7]本発明に係るCo基合金製造物の他の一例であり、高温部材としての熱交換器を示す斜視模式図である。

[図8]Co基合金製造物の酸化試験における保持時間と質量変化率との関係を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0019] [本発明の基本思想]

前述したように、Co基合金材料では、遷移金属の炭化物相の析出による強化が種々研究開発されてきた。析出する炭化物相としては、例えば、MC型、 M_2C 型、 M_3C 型、 M_6C 型、 M_7C 型、および $M_{23}C_6$ 型の炭化物相が挙げられる。

[0020] 従来のCo基合金材料では、当該炭化物相の粒子は、合金鑄造の際の最終凝固部（例えば、母相のデンドライト境界や結晶粒界）に沿って析出することが多い。例えば、Co基合金の普通鑄造材では、通常、デンドライト境界の平均間隔や平均結晶粒径が $10^1 \sim 10^2 \mu m$ オーダーになるため、炭化物相粒子の平均間隔も $10^1 \sim 10^2 \mu m$ オーダーになる。また、レーザ溶接などの凝固速度が比較的速いプロセスであっても、凝固部における炭化物相粒子の平均間隔は $5 \mu m$ 程度である。

[0021] 合金における析出強化は、析出物同士の平均間隔に反比例することが一般的に知られており、析出強化が有効になるのは、析出物同士の平均間隔が $2 \mu m$ 程度以下の場合と言われている。しかしながら、上述した従来技術では、析

出物同士の平均間隔がそのレベルに達しておらず、十分な析出強化の作用効果が得られない。言い換えると、従来技術では、合金強化に寄与する炭化物相粒子を微細分散析出させることが難しかった。これが、析出強化Ni基合金材料に比して、Co基合金材料は機械的特性が不十分と言われてきた主な要因である。

[0022] 本発明者等は、Co基合金材料において、析出強化に寄与する炭化物相粒子を母相結晶粒内に分散析出させることができれば、Co基合金材料の機械的特性を飛躍的に向上させることができると考えた。

[0023] 研究の初期には、Co基合金母相への固溶性が高く偏析しづらい金属元素の炭化物を生成させた方が、母相結晶粒内に分散析出させ易く有効であろうと考えたが、Cr炭化物相 (Cr_{23}C_6 相) の析出はCo基合金の強化にあまり寄与するものではなかった。そこで、逆転の発想として、Co基合金を凝固させた際に偏析し易い金属元素の炭化物を形成することを考え、Co基合金を構成する金属元素の原子半径に着目した。

[0024] 例えば、特許文献1のCo基合金では、金属元素として、Co（原子半径：125 pm）、Cr（原子半径：128 pm）、Ni（原子半径：124 pm）、W（原子半径：139 pm）、Mo（原子半径：139 pm）、Nb（原子半径：146 pm）、Zr（原子半径：160 pm）、Ta（原子半径：146 pm）、Ti（原子半径：147 pm）、Al（原子半径：143 pm）が含まれている。特許文献1のCo基合金は、70質量%超がCo、Cr、Niからなることから、大部分の構成原子の原子半径は130 pm以下と言える。言い換えると、原子半径が130 pm超であるW、Mo、Nb、Zr、Ta、Ti、Alは、Co基合金を凝固させた際に偏析し易いのではないかと考えた。そして、Alを除くこれら遷移金属の炭化物相を母相結晶粒内に分散析出させる方法の研究を進めた。

[0025] その結果、特許文献2（特開2019-049022）に記載されているように、所定の合金組成を用いると共にAM法（特に、選択的レーザ溶融法）における局所溶融・急速凝固のための入熱量を所定の範囲に制御することにより、Co基合金AM体の母相結晶粒内に、特定成分（合金強化に寄与する炭化物相を形成す

る成分）が偏析した微小サイズの偏析セルが形成されることを見出した。また、当該AM体に所定の熱処理を施すことにより、偏析セルの境界の三重点／四重点だったと思われる箇所に、析出強化炭化物相の粒子が分散析出することを見出した。そして、そのようなCo基合金材料は、析出強化Ni基合金材料と同等以上の機械的特性を有することが確認された。

[0026] 本発明者等は、その後も合金組成の最適化や製造方法の最適化を鋭意研究し続けた。その結果、特許文献2の研究当時では好ましくないと考えられていた高Al含有率、高Si含有率および／または高N含有率の合金組成において、Co基合金材料の機械的特性や耐酸化特性が更に向上することを見出した。本発明は、当該知見に基づいて完成されたものである。

[0027] 以下、図面を参照しながら、本発明に係る実施形態を製造手順に沿って説明する。

[0028] [Co基合金製造物の製造方法]

図1は、本発明に係るCo基合金製造物の製造方法の工程例を示すフロー図である。図1に示したように、本発明に係るCo基合金製造物の製造方法は、概略的に、Co基合金粉末を用意する合金粉末用意工程（S1）と、用意したCo基合金粉末を用いて所望形状のAM体を形成する選択的レーザ溶融工程（S2）とを有する。工程S1で得られる合金粉末は、本発明に係るCo基合金材料の一形態であり、工程S2で得られるAM体は、本発明に係るCo基合金製造物の一形態となる。

[0029] 必要に応じて、工程S2で得られたAM体に対して、残留内部ひずみを緩和するひずみ緩和アニール工程（S3）を更に行ってもよいし、熱遮蔽被覆（TBC）を形成したり表面仕上げをしたりする仕上工程（S4）を更に行ってもよい。工程S3および工程S4は、必須の工程ではないが、Co基合金製造物の形状や使用環境を考慮して行ってもよい。工程S3を経たAM体および工程S4を経たAM体も、それぞれ本発明に係るCo基合金製造物の一形態となる。

[0030] 図1に示した製造工程は、基本的に特許文献2のそれと類似であるが、選択的レーザ溶融工程S2直後のAM体をそのままCo基合金製造物として利用でき

る点において（特許文献2に記載された溶体化熱処理や時効熱処理を行わない点において）、特許文献2の製造方法と異なる。また、Co基合金中のN含有率を高めるように制御する場合、合金粉末用意工程S1中の雰囲気におけるN原子の量（存在率）を制御する点において、特許文献2の製造方法と異なる。

[0031] 以下、各工程をより詳細に説明する。

[0032] （合金粉末用意工程）

本工程S1は、所定の化学組成を有するCo基合金粉末を用意する工程である。該化学組成は、0.08質量%以上0.25質量%以下のCと、0.003質量%以上0.2質量%以下のNとを含み、CおよびNの合計が0.083質量%以上0.28質量%以下であり、0.1質量%以下のBと、10質量%以上30質量%以下のCrとを含み、Feを5質量%以下でNiを30質量%以下で含み、FeおよびNiの合計が30質量%以下であり、Wおよび／またはMoを含み、WおよびMoの合計が5質量%以上12質量%以下であり、Alおよび／またはSiを含み、AlおよびSiの少なくとも一種が0.5質量%超3質量%以下であり、かつAlおよびSiの合計が0.5質量%超4質量%以下であり、0.5質量%以下のMnを含み、WおよびMo以外の遷移金属で原子半径が130 pm超のM成分を0.5質量%以上4質量%以下で含み、残部がCoと不純物とからなることが好ましい。不純物としては、0.04質量%以下のOを含んでもよい。

[0033] C：0.08質量%以上0.25質量%以下

C成分は、析出強化相となるMC型炭化物相（Ti、Zr、Hf、V、NbおよびTaの一種以上の遷移金属の炭化物相）および／またはM(C,N)型炭窒化物相（Ti、Zr、V、NbおよびTaの一種以上の遷移金属の炭窒化物相）を構成する重要な成分である。C成分の含有率は、0.08質量%以上0.25質量%以下が好ましく、0.1質量%以上0.2質量%以下がより好ましく、0.12質量%以上0.18質量%以下が更に好ましい。C含有率が0.08質量%未満になると、析出強化相（MC型炭化物相および／またはM(C,N)型炭窒化物相）の析出量が不足し、機械的特性向上の作用効果が十分に得られない。一方、C含有率が0.25質量%超になると、MC型炭化物相以外の炭化物相が過剰析出したり、過度に硬化したりすること

で、合金材料の靱性が低下する。

[0034] N : 0.003質量%以上0.2質量%以下

N成分は、析出強化相の安定生成に寄与する成分であると共に、M(C,N)型炭窒化物相および／またはMN型炭化物相（Ti、Zr、V、NbおよびTaの一種以上の遷移金属の窒化物相）を構成する重要な成分である。N成分の含有率は、0.003質量%以上0.2質量%以下が好ましく、0.04質量%超0.19質量%以下がより好ましく、0.13質量%以上0.18質量%以下が更に好ましい。N含有率が0.003質量%未満になると、N成分の作用効果が十分に得られない。また、N含有率0.04質量%以下は、M(C,N)型炭窒化物相やMN型炭化物相の生成による作用効果が得られないだけであり、特段の問題はない。一方、N含有率が0.2質量%超になると、機械的特性の低下要因になる。

[0035] 従来よりも高N含有率でCo基合金材料の機械的特性が向上するメカニズムは、現段階で解明されていないが、C成分とN成分とをそれぞれ有意な量で共存させることにより、MC型炭化物相、M(C,N)型炭窒化物相および／またはMN型炭化物相がバランス良く安定的に生成して分散析出に寄与している可能性が考えられる。CおよびNの合計含有率は、0.083質量%以上0.28質量%以下が好ましく、0.12質量%超0.27質量%以下がより好ましく、0.16質量%以上0.25質量%以下が更に好ましい。

[0036] B : 0.1質量%以下

B成分は、結晶粒界の接合性の向上（いわゆる粒界強化）に寄与する成分である。B成分は必須成分ではないが、含有させる場合、0.1質量%以下が好ましく、0.005質量%以上0.05質量%以下がより好ましい。B含有率が0.1質量%超になると、AM体形成時に割れ（例えば、凝固割れ）が発生し易くなる。

[0037] Cr : 10質量%以上30質量%以下

Cr成分は、耐食性や耐酸化性の向上に寄与する成分である。Cr成分の含有率は、10質量%以上30質量%以下が好ましく、15質量%以上27質量%以下がより好ましい。Co基合金製造物の最表面に耐食性被覆層を別途設けるような場合は、Cr成分の含有率は、10質量%以上18質量%以下が更に好ましい。Cr

含有率が10質量%未満になると、作用効果（耐食性や耐酸化性の向上）が十分に得られない。一方、Cr含有率が30質量%超になると、脆性の σ 相が生成したりCr炭化物相が過剰生成したりして機械的特性（靱性、延性、強さ）が低下する。なお、本発明においては、Cr炭化物相の生成自体を拒否する（好ましくないものとする）ものではない。

[0038] Ni：30質量%以下

Ni成分は、Co成分と類似した特性を有しかつCoに比して安価なことから、Co成分の一部を置き換えるかたちで含有させることができる成分である。Ni成分は必須成分ではないが、含有させる場合、30質量%以下が好ましく、20質量%以下がより好ましく、5質量%以上15質量%以下が更に好ましい。Ni含有率が30質量%超になると、Co基合金の特徴である耐摩耗性や局所応力への耐性が低下する。これは、Coの積層欠陥エネルギーとNiのそれとの差異に起因すると考えられる。

[0039] Fe：5質量%以下

Fe成分は、Niよりもはるかに安価でありかつNi成分と類似した性状を有することから、Ni成分の一部を置き換えるかたちで含有させることができる成分である。すなわち、FeおよびNiの合計含有率は30質量%以下が好ましく、20質量%以下がより好ましく、5質量%以上15質量%以下が更に好ましい。Fe成分は必須成分ではないが、含有させる場合、Ni含有率よりも少ない範囲で5質量%以下が好ましく、3質量%以下がより好ましい。Fe含有率が5質量%超になると、耐食性や機械的特性の低下要因になる。

[0040] Wおよび／またはMo：合計5質量%以上12質量%以下

W成分およびMo成分は、母相の固溶強化に寄与する成分である。W成分および／またはMo成分（W成分およびMo成分の1種以上）の合計含有率は、5質量%以上12質量%以下が好ましく、7質量%以上10質量%以下がより好ましい。W成分とMo成分との合計含有率が5質量%未満になると、母相の固溶強化が不十分になる。一方、W成分とMo成分との合計含有率が12質量%超になると、脆性の σ 相が生成し易くなって機械的特性（靱性、延性）が低下する。

[0041] Re : 2質量%以下

Re成分は、母相の固溶強化に寄与すると共に、耐食性の向上に寄与する成分である。Re成分は必須成分ではないが、含有させる場合、W成分またはMo成分の一部を置き換えるかたちで2質量%以下が好ましく、0.5質量%以上1.5質量%以下がより好ましい。Re含有率が2質量%超になると、Re成分の作用効果が飽和するのに加えて、材料コストの増加がデメリットになる。

[0042] Alおよび／またはSi : 合計0.5質量%超4質量%以下

Al成分は、従来技術において不純物の一種と考えられており、意図的に含有させる成分ではなかった。これに対し、本発明において、Al成分を従来よりも高含有率で意図的に添加したところ、従来技術と同等以上の機械的特性が得られると共に、耐酸化特性が大きく向上するという予期しなかった作用効果が見出された。

[0043] Si成分は、脱酸素の役割を担って機械的特性の向上に寄与する成分であると共に、Al成分と同様に耐酸化特性の向上に寄与する成分である。Si成分においても、従来よりも高含有率で意図的に添加すると、従来技術と同等以上の機械的特性が得られると共に、耐酸化特性が大きく向上するという予期しなかった作用効果が見出された。

[0044] Al含有率およびSi含有率の少なくとも一種は、0.5質量%超3質量%以下が好ましく、0.6質量%以上2.5質量%以下がより好ましく、0.7質量%以上2質量%以下が更に好ましい。また、AlおよびSi含有率の合計は、0.5質量%超4質量%以下が好ましく、0.6質量%以上3.5質量%以下がより好ましく、0.7質量%以上3質量%以下が更に好ましい。

[0045] Al含有率およびSi含有率のどちらか一方が0.5質量%以下になっても、当該成分の作用効果が十分に得られないだけであり、特段の問題はない。Al含有率およびSi含有率のどちらか一方が3質量%超になったり、合計が4質量%超になったりすると、機械的特性の低下要因になる。

[0046] Alおよび／またはSi成分を従来よりも高含有率にして耐酸化特性が向上するメカニズムは、現段階で解明されていないが、本発明者等の実験から、Al

および／またはSi成分が存在すると熱酸化によって生成した酸化皮膜の剥離・脱離が抑制される（酸化皮膜の固着性が向上する）ことが確認されている。詳細は後述する。

[0047] Mn：0.5質量％以下

Mn成分は、脱酸素・脱硫の役割を担って機械的特性の向上や耐腐食性の向上に寄与する成分である。Mnは原子半径が127 pmであることから上述のM成分には含まれない。Mn成分は必須成分ではないが、含有させる場合、0.5質量％以下が好ましく、0.01質量％以上0.3質量％以下がより好ましい。Mn含有率が0.5質量％超になると、硫化物（例えばMnS）の粗大粒子を形成して機械的特性や耐食性の低下要因になる。

[0048] WおよびMo以外の遷移金属で原子半径が130 pm超のM成分：合計0.5質量％以上4質量％以下

WおよびMo以外の遷移金属で原子半径が130 pm超のM成分で、単純立方晶系のMC型炭化物相を形成しうる成分として、Ti成分、Zr成分、Hf成分、V成分、Nb成分およびTa成分が挙げられる。これらのMC型炭化物相は析出強化相になりえる。また、MN型窒化物相を形成しうる成分として、Ti成分、Zr成分、V成分、Nb成分およびTa成分が挙げられる。これらのMN型窒化物相も析出強化相になりえる。さらに、Ti成分、Zr成分、V成分、Nb成分およびTa成分は、析出強化相のM(C,N)型炭窒化物相を形成しうる成分でもある。

[0049] 言い換えると、Ti、Zr、Hf、V、NbおよびTa成分のうち的一种以上を含むことが好ましく、その合計含有率は、0.5質量％以上4質量％以下が好ましく、0.6質量％以上3質量％以下がより好ましく、0.7質量％以上2質量％以下が更に好ましい。合計含有率が0.5質量％未満になると、析出強化相（MC型炭化物相、M(C,N)型炭窒化物相および／またはMN型炭化物相）の析出量が不足し、機械的特性向上の作用効果が十分に得られない。一方、当該合計含有率が4質量％超になると、析出強化相粒子が粗大化したり脆性相（例えば σ 相）の生成を促進したり析出強化に寄与しない酸化物相粒子を生成したりして機械的特性が低下する。

[0050] また、析出強化相粒子の分散析出（析出強化相粒子の粗大化の抑制）の観点からは、Ti、Zr、Hf、V、NbおよびTa成分のうちの3種以上を含むことがより好ましく、4種以上を含むことが更に好ましい。

[0051] より具体的には、Tiを含有させる場合の含有率は、0.01質量%以上1質量%以下が好ましく、0.05質量%以上0.8質量%以下がより好ましい。

[0052] Zrを含有させる場合の含有率は、0.05質量%以上1.5質量%以下が好ましく、0.1質量%以上1.2質量%以下がより好ましい。なお、機械的強度を優先する場合はZr成分を必須成分とすることが好ましく、靱性を優先する場合はZr成分を含有成分としないことが好ましい。

[0053] Hfを含有させる場合の含有率は、0.01質量%以上0.5質量%以下が好ましく、0.02質量%以上0.1質量%以下がより好ましい。

[0054] Vを含有させる場合の含有率は、0.01質量%以上0.5質量%以下が好ましく、0.02質量%以上0.1質量%以下がより好ましい。

[0055] Nbを含有させる場合の含有率は、0.02質量%以上1質量%以下が好ましく、0.05質量%以上0.8質量%以下がより好ましい。

[0056] Taを含有させる場合の含有率は、0.05質量%以上1.5質量%以下が好ましく、0.1質量%以上1.2質量%以下がより好ましい。

[0057] 残部：Co成分＋不純物

Co成分は、本合金の主要成分の一つであり、最大含有率の成分である。前述したように、Co基合金材料は、Ni基合金材料と同等以上の耐食性や耐摩耗性を有する利点がある。

[0058] O成分は、本合金の不純物の一つであり、意図的に含有させる成分ではない。ただし、0.04質量%以下のO含有率であれば、Co基合金製造物の機械的特性に大きな悪影響を及ぼさないことから許容される。O含有率が0.04質量%超になると、各種酸化物（例えば、Ti酸化物、Zr酸化物、Fe酸化物、Al酸化物、Si酸化物）の粗大粒子を形成して機械的特性の低下要因になる。

[0059] 合金粉末用意工程S1は、所定の化学組成を有するCo基合金粉末を用意する工程である。合金粉末を用意する方法・手法としては、基本的に従前の方法

・手法を利用できる。例えば、所望の化学組成となるように原料を混合・溶解・鑄造して母合金塊（マスターインゴット）を作製する母合金塊作製素工程（S1a）と、該母合金塊から合金粉末を形成するアトマイズ素工程（S1b）とを行えばよい。

[0060] N含有率を制御しようとする場合、当該制御をアトマイズ素工程S1bで行うことは好ましい。アトマイズ方法は、基本的に従前の方法・手法を利用できる。例えば、N含有率を制御する場合、アトマイズ雰囲気中の窒素量（窒素分圧）を制御しながらのガスアトマイズ法や遠心力アトマイズ法を好ましく用いることができる。

[0061] また、必要に応じて、アトマイズ素工程S1bの後に、合金粉末に対して侵窒素熱処理（例えば、アンモニアガス雰囲気中、300℃以上520℃以下の熱処理）を行う侵窒素熱処理素工程（S1c、図示せず）を行ってもよい。アンモニアガス雰囲気としては、アンモニア（ NH_3 ）ガスと N_2 ガスとの混合ガスや、 NH_3 ガスと水素（ H_2 ）ガスとの混合ガスを好適に利用できる。

[0062] 合金粉末の粒径は、次工程の選択的レーザ溶融工程S2におけるハンドリング性や合金粉末床の充填性の観点から、 $5\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下が好ましく、 $10\mu\text{m}$ 以上 $70\mu\text{m}$ 以下がより好ましく、 $10\mu\text{m}$ 以上 $50\mu\text{m}$ 以下が更に好ましい。合金粉末の粒径が $5\mu\text{m}$ 未満になると、次工程S2において合金粉末の流動性が低下し（合金粉末床の形成性が低下し）、AM体の形状精度が低下する要因となる。一方、合金粉末の粒径が $100\mu\text{m}$ 超になると、次工程S2において合金粉末床の局所溶融・急速凝固の制御が難しくなり、合金粉末の溶融が不十分になったりAM体の表面粗さが増加したりする要因となる。

[0063] 上記のことから、合金粉末の粒径を $5\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下の範囲に分級する合金粉末分級素工程（S1d）を行うことは、好ましい。なお、本発明においては、得られた合金粉末の粒径分布を測定した結果、所望の範囲内にあることを確認した場合も、本素工程S1dを行ったものと見なす。合金粉末用意工程S1によって得られた合金粉末は、本発明に係るCo基合金材料の一形態となる。

[0064] （選択的レーザ溶融工程）

選択的レーザ溶融工程S2は、用意したCo基合金粉末を用いて選択的レーザ溶融（SLM）法により所望形状のAM体を形成する工程である。具体的には、Co基合金粉末を敷き詰めて所定厚さの合金粉末床を用意する合金粉末床用意工程（S2a）と、合金粉末床の所定の領域にレーザ光を照射して該領域のCo基合金粉末を局所溶融・急速凝固させるレーザ溶融凝固工程（S2b）と、を繰り返してAM体を形成する工程である。

[0065] 本工程S2においては、最終的なCo基合金製造物で望ましい微細組織を得るために、合金粉末床の局所溶融・急速凝固を制御してAM体の微細組織を制御する。

[0066] より具体的には、合金粉末床の厚さ h （単位： μm ）とレーザ光の出力 P （単位： W ）とレーザ光の走査速度 S （単位： mm/s ）との関係において、「 $15 < h < 150$ 」かつ「 $67(P/S) - 3.5 < h < 2222(P/S) + 13$ 」を満たすように、合金粉末床の厚さ h とレーザ光出力 P とレーザ光走査速度 S とを制御することが好ましい。当該制御条件を外れると、望ましい微細組織を有するAM体を得られない。

[0067] なお、レーザ光の出力 P およびレーザ光の走査速度 S は、基本的にレーザ装置の構成に依存するが、例えば「 $10 \leq P \leq 1000$ 」および「 $10 \leq S \leq 7000$ 」の範囲内で選定すればよい。

[0068] 図2は、SLM工程S2で得られるCo基合金AM体の微細組織の一例を示す走査型電子顕微鏡（SEM）観察像である。図2に示したように、SLM工程S2で得られるCo基合金AM体は、特異的な微細組織を有している。

[0069] 該AM体は、母相結晶粒の多結晶体であり、該多結晶体の結晶粒の中には、平均サイズが $0.13\mu\text{m}$ 以上 $2\mu\text{m}$ 以下の偏析セルが形成している。偏析セルの平均サイズは、機械的強度の観点から $0.15\mu\text{m}$ 以上 $1.5\mu\text{m}$ 以下がより好ましい。偏析セルの境界領域上の一部には、析出強化相の粒子が析出することが確認される。また、数多くの実験から、母相結晶粒の平均結晶粒径は $5\mu\text{m}$ 以上 $150\mu\text{m}$ 以下が好ましいと確認された。

[0070] なお、本発明において、偏析セルのサイズとは、基本的に長径と短径との

平均と定義するが、長径と短径とのアスペクト比が3以上の場合は、短径の2倍を採用するものとする。また、本発明における析出強化相の粒子の平均間隔は、当該粒子が偏析セルの境界領域上に析出することから、偏析セルのサイズで代表すると定義する。

[0071] 走査型透過電子顕微鏡－エネルギー分散型X線分光法（STEM-EDX）を用いて、さらに詳細に微細組織観察を行ったところ、当該偏析セルは、微小セル間の境界領域（偏析セルの外周領域、細胞壁のような領域）に析出強化相を形成する成分（Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、C、N）が偏析していることが確認された。また、偏析セルの境界領域上に析出した粒子は、析出強化相（Ti、Zr、Hf、V、NbおよびTaの一種以上の遷移金属を含むMC型炭化物相、M(C,N)型炭窒化物相および／またはMN型炭化物相）の粒子であることが確認された。

[0072] 本AM体は、母相結晶粒の粒界上にも析出強化相を形成する成分の偏析や析出強化相粒子の析出がある。選択的レーザ溶融工程S2によって得られるAM体は、本発明に係るCo基合金製造物の一形態となる。

[0073] （ひずみ緩和アニール工程）

ひずみ緩和アニール工程S3は、SLM工程S2の急速凝固の際に生じる可能性のあるAM体の残留内部ひずみを緩和することを目的としたアニール工程である。本工程S3は必須の工程ではないが、SLM工程S2で得られたAM体が複雑な形状を有する場合や、急峻な温度変化を伴う環境で使用されるCo基合金製造物の場合などでは、使用初期における望まない変形を防止するために、本工程S3を行うことは好ましい。

[0074] 当該アニールの条件としては、600℃以上1100℃未満の温度範囲の熱処理が好ましい。アニール温度は、700℃以上1050℃以下がより好ましく、800℃以上1000℃以下が更に好ましい。アニールにおける保持時間に特段の限定はなく、被熱処理体の体積／熱容量や温度を考慮して適宜設定すればよい。アニール後の冷却方法にも特段の限定はなく、例えば、油冷、水冷、空冷、炉冷のいずれでも構わない。

[0075] 図3は、ひずみ緩和アニール工程S3で得られるCo基合金AM体の微細組織の

一例を示すSEM観察像である。図3に示したCo基合金AM体は、後述する発明合金製造物IA-1の試料に対して、900℃で1時間保持するひずみ緩和アニールを施したものである。図3に示したように、ひずみ緩和アニールを施したCo基合金AM体も、極めて特異的な微細組織を有している。

[0076] 本アニールを施すことにより、偏析セルの境界領域に偏析していた成分が境界上で（境界に沿って）拡散・化合して析出強化相の粒子を形成し、偏析セルのセル壁がほぼ消失することが分かった（より正確に言うと、微細組織観察で偏析セルのセル壁の確認が困難になる）。言い換えると、析出強化相の粒子は、セル壁があったであろう領域に沿って（元偏析セルの境界領域の上に）分散析出する。本発明では、このような元偏析セルの境界領域の上に析出した析出強化相粒子で囲まれる領域を「ポスト偏析セル」と称する。

[0077] ポスト偏析セルの形状は偏析セルの形状がほぼ残存すると考えられ、ポスト偏析セルの平均サイズは0.13 μm 以上2 μm 以下となる。また、析出した析出強化相粒子は母相結晶粒の粒界移動に対するピン止め点となりうることから、母相結晶粒の粗大化が抑制される。

[0078] その結果、母相結晶の平均結晶粒径が5 μm 以上150 μm 以下であり、各結晶粒内に平均サイズが0.13～2 μm のポスト偏析セルが形成しており、該ポスト偏析セルの境界に沿って析出強化相粒子が分散析出した微細組織を有するCo基合金AM体が得られる。本工程S3を経たCo基合金AM体も、本発明に係るCo基合金製造物の一形態となる。

[0079] なお、本工程S3を行っていないCo基合金製造物をそのまま高温部材として使用した場合であっても、使用環境の温度がひずみ緩和アニールの温度条件と同等であると、使用に伴って本工程S3を行った場合と同じ状態（図3参照）になると考えられる。言い換えると、本工程S3は、高温部材の使用によって経験する熱履歴を含むものとする。そして、本発明は、そのような高温部材も本発明に係るCo基合金製造物の一形態と見なす。

[0080] （仕上工程）

仕上工程S4は、工程S2で得られたAM体または工程S3を経たAM体に対して、

熱遮蔽被覆（TBC）を形成したり表面仕上げをしたりする工程である。TBCの形成や表面仕上げに特段の限定はなく、従前の方法を適宜利用できる。本工程S4は必須の工程ではないが、Co基合金製造物の用途・使用環境に応じて適宜行えばよい。本工程S4を経たCo基合金AM体も、本発明に係るCo基合金製造物の一形態となる。

[0081] なお、TBCの形成が熱処理を伴うものであり、かつ当該熱処理温度がひずみ緩和アニールの温度条件に合致する場合は、工程S3と工程S4とを同時に行うことに相当する。

[0082] [Co基合金製造物]

図4は、本発明に係るCo基合金製造物の一例であり、高温部材としてのタービン静翼を示す斜視模式図である。図4に示したように、タービン静翼100は、概略的に、翼部110と内輪側エンドウォール120と外輪側エンドウォール130とから構成される。翼部110の内部には、しばしば冷却構造が形成される。

[0083] 図5は、本発明に係るCo基合金製造物の他の一例であり、高温部材としてのタービン動翼を示す斜視模式図である。図5に示したように、タービン動翼200は、概略的に、翼部210とシャंक部220とルート部（ダブティル部とも言う）230とから構成される。シャंक部220は、プラットホーム221とラジアルフィン222とを備えている。翼部210の内部には、しばしば冷却構造が形成される。

[0084] 図6は、本発明に係る高温部材を装備するガスタービンの一例を示す断面模式図である。図6に示したように、ガスタービン300は、概略的に、吸気を圧縮する圧縮機部310と燃料の燃焼ガスをタービン翼に吹き付けて回転動力を得るタービン部320とから構成される。本発明の高温部材は、タービン部320内のタービンノズル321やタービン静翼100やタービン動翼200として好適に用いることができる。

[0085] 本発明の高温部材は、ガスタービン用途に限定されるものではなく、他のタービン用途（例えば、蒸気タービン用途）であってもよいし、他の機械／装置における高温環境下で使用される部材であってもよい。

[0086] 図7は、本発明に係るCo基合金製造物の他の一例であり、高温部材としての熱交換器を示す斜視模式図である。図7に示した熱交換器400は、プレートフィン型熱交換器の例であり、基本的にセパレート層410とフィン層420とが交互に積層された構造を有している。フィン層420の流路幅方向の両端は、サイドバー部430で封じられている。隣接するフィン層420に高温流体と低温流体とを交互に流通させることにより、高温流体と低温流体との間で熱交換がなされる。

[0087] 本発明に係る熱交換器400は、従来の熱交換器における構成部品（例えば、セパレートプレート、コルゲートフィン、サイドバー）をろう付け接合や溶接接合することなしに一体形成されることから、従来の熱交換器よりも耐熱化や軽量化することができる。また、流路表面に適切な凹凸形状を形成することにより、流体を乱流化して熱伝達効率を向上させることができる。熱伝達効率の向上は、熱交換器の小型化につながる。

実施例

[0088] 以下、実験例により本発明をさらに具体的に説明する。なお、本発明はこれらの実験例に限定されるものではない。

[0089] [実験1]

（発明合金材料IM-1～IM-2および参照合金材料RM-1の用意）

表1に示す化学組成を有するCo基合金材料を用意した。具体的には、まず、原料を混合した後、真空高周波誘導溶解法により溶解・鑄造して母合金塊（質量：約2 kg）を作製する母合金塊作製工程S1aを行った。次に、該母合金塊を再溶解して、ガスアトマイズ法により合金粉末を形成するアトマイズ工程S1bを行った。発明合金材料IM-1および参照合金材料RM-1は、アトマイズ工程S1bを行った。発明合金材料IM-2は、アトマイズ工程S1bを窒素ガス雰囲気中で行った。

[0090] 次に、得られた各合金粉末に対して、合金粉末の粒径を制御するための合金粉末分級工程S1dを行って粉末粒径を5～25 μm の範囲に分級した。

[0091]

[表1]

表1 発明合金材料 IM-1～IM-2 および参照合金材料 RM-1 の化学組成

合金材料	化学組成(質量%)																	
	C	N	B	Cr	Ni	Fe	W	Ti	Zr	Hf	V	Nb	Ta	Al	Si	Mn	Co	O
IM-1	0.17	0.015	0.01	24.9	10.5	0.01	7.6	0.28	0.45	—	—	0.12	0.40	1.0	0.10	0.01	Bal.	0.012
IM-2	0.12	0.066	0.01	24.7	10.4	0.01	7.5	0.20	0.55	0.02	0.05	0.15	0.40	0.60	0.55	0.20	Bal.	0.020
RM-1	0.16	0.009	0.01	24.9	10.4	0.01	7.6	0.29	0.51	—	—	0.11	0.40	0.05	0.05	0.01	Bal.	0.015

—: 意図的には含有させなかったことを示す

Bal.: O 以外の不純物を含む

[0092] 表1に示したように、IM-1～IM-2は、本発明の規定を満たす化学組成を有する合金粉末である。一方、RM-1は、特許文献2に該当する合金粉末である。

[0093] [実験2]

(選択的レーザ溶融工程におけるSLM条件の検討)

実験1で用意したIM-1を用いてSLM法によりAM体(直径8 mm×長さ10 mm)を形成した(選択的レーザ溶融工程S2)。SLM条件は、レーザ光の出力Pを85 Wとし、合金粉末床の厚さhおよびレーザ光の走査速度S(mm/s)を種々変更することによって局所入熱量P/S(単位: W・s/mm=J/mm)を制御した。局所入熱量の制御は、冷却速度の制御に相当する。

[0094] 上記で作製した各AM体に対して、微細組織観察を行って偏析セルの平均サイズを測定した。微細組織観察はSEMにより行った。また、得られたSEM観察像に対して画像処理ソフトウェア(ImageJ、米国National Institutes of Health (NIH) 開発のパブリックドメインソフトウェア)を用いた画像解析により、偏析セルの平均サイズを測定した。

[0095] 偏析セルの平均サイズが $0.13 \sim 2 \mu\text{m}$ の範囲にあるものを「合格」と判定し、それ以外のものを「不合格」と判定した結果、選択的レーザ溶融工程S2におけるSLM条件は、合金粉末床の厚さh(単位: μm)とレーザ光の出力P(単位: W)とレーザ光の走査速度S(単位: mm/s)との関係が「 $15 < h < 150$ 」かつ「 $67(P/S) - 3.5 < h < 2222(P/S) + 13$ 」を満たすように制御することが好ましいことを確認した。

[0096] [実験3]

(発明合金製造物IA-1～IA-2および参照合金製造物RA-1の作製)

実験1で用意したIM-1～IM-2およびRM-1を用いて、SLM法によりAM体（直径10 mm×長さ50 mm）を形成した（SLM工程S2）。SLM条件は、合金粉末床の厚さ h を100 μm とし、レーザ光の出力 P を100 Wとし、レーザ光の走査速度 S (mm/s) を制御することによって局所入熱量 P/S (単位： $\text{W} \cdot \text{s}/\text{mm} = \text{J}/\text{mm}$) を制御して、実験2の合格条件を満たすように調整した。本実験では、工程S2上がりのAM体のままで発明合金製造物IA-1～IA-2および参照合金製造物RA-1とした。

[0097] (微細組織観察、機械的特性試験、および酸化試験)

上記で作製したIA-1～IA-2およびRA-1から、微細組織観察用、機械的特性試験用および酸化試験用の試験片をそれぞれ採取し、微細組織観察、機械的特性試験および酸化試験を行った。

[0098] 微細組織観察は、実験2と同様のSEM観察およびSEM観察像に対する画像解析を行って、母相結晶粒内での析出強化相粒子の平均粒子間距離を調査した。その結果、IA-1～IA-2およびRA-1の全てにおいて、析出強化相粒子の平均粒子間距離が0.13～2 μm の範囲にあることが確認された。なお、図2はIA-1のSEM観察像である。

[0099] 機械的特性試験としては、室温引張試験を行って0.2%耐力と引張強さを測定し、クリープ試験（温度850℃、応力196 MPaの条件下）を行ってクリープ破断時間を測定した。機械的特性試験の結果を表2に示す。

[0100] [表2]

表2 発明合金製造物IA-1～IA-2および参照合金製造物RA-1の機械的特性試験結果

合金製造物	合金材料	室温引張試験		クリープ試験
		0.2%耐力(MPa)	引張強さ(MPa)	クリープ破断時間(h)
IA-1	IM-1	723	1122	141
IA-2	IM-2	756	1151	160
RA-1	RM-1	649	1063	93

[0101] 表2に示したように、IA-1～IA-2は、RA-1と同等以上の機械的特性（0.2%

耐力、引張強さ、クリープ破断時間)を有することが確認された。RA-1は、析出強化Ni基合金材と同等以上の機械的特性を有すると見なせることから(特許文献2参照)、本発明の合金製造物も析出強化Ni基合金材と同等以上の機械的特性を有すると言える。

[0102] 酸化試験としては、大気中で950℃に昇温して、500時間保持ごとに試験片の質量変化率を測定した。ここで言う質量変化率とは、試験片の当該保持時間における質量を初期質量で除したものと定義する。酸化試験によって試験片が酸化すると、酸化皮膜が形成される分(厳密に言うと、酸化皮膜に含まれる酸素分)の質量変化率の増加が観測されるはずである。図8は、Co基合金製造物の酸化試験における保持時間と質量変化率との関係を示すグラフである。

[0103] 図8に示したように、IA-1は、時間の経過と共に質量変化率が単調増加している(例えば、1000時間保持の質量変化率が500時間保持のそれよりも大きくなっている)。これに対し、RA-1は、500時間の辺りで質量変化率が極大値を示した後、質量変化率が減少している(1000時間保持の質量変化率が500時間保持のそれよりも小さくなっている)。なお、図示は省略したが、IA-2も、IA-1と同様の結果を示した。

[0104] 酸化試験において質量変化率が極大値を示した後に減少することは、酸化皮膜の形成と剥離・脱落との競合において、形成よりも剥離・脱落の方が多いことを意味する。これは、高温部材における酸化減肉につながる。耐酸化特性の観点からは、酸化減肉が少ない方が望ましい。酸化試験の結果から、IA-1～IA-2の方が、RA-1よりも耐酸化特性に優れると言える。なお、Co基合金材料は、もともと耐酸化性に優れることから、RA-1であっても析出強化Ni基合金材料よりも優れた耐酸化性を有していると言える。

[0105] 酸化試験を終えた試験片の横断面をSEM観察したところ、図3と同様の微細組織を有していることが確認された。言い換えると、ひずみ緩和アニール工程S3を行っていないAM体をそのまま高温部材として使用した場合であっても、使用環境の温度がひずみ緩和アニールの温度条件と同等であると、使用に

伴って工程S3を行った場合と同じ状態になることが確認された。

- [0106] 上述した実施形態や実験例は、本発明の理解を助けるために説明したものであり、本発明は、記載した具体的な構成のみに限定されるものではない。例えば、実施形態の構成の一部を当業者の技術常識の構成に置き換えることが可能であり、また、実施形態の構成に当業者の技術常識の構成を加えることも可能である。すなわち、本発明は、本明細書の実施形態や実験例の構成の一部について、発明の技術的思想を逸脱しない範囲で、削除・他の構成に置換・他の構成の追加をすることが可能である。

符号の説明

- [0107] 100…タービン静翼、110…翼部、120…内輪側エンドウォール、130…外輪側エンドウォール、200…タービン動翼、210…翼部、220…シャंक部、221…プラットフォーム、222…ラジアルフィン、230…ルート部、300…ガスタービン、310…圧縮機部、320…タービン部、321…タービンノズル、400…熱交換器、410…セパレート層、420…フィン層、430…サイドバー部。

請求の範囲

[請求項1]

コバルト基合金材料からなる製造物であって、
 前記コバルト基合金材料は、
 0.08質量%以上0.25質量%以下の炭素と、
 0.003質量%以上0.2質量%以下の窒素とを含み、前記炭素および前記窒素の合計が0.083質量%以上0.28質量%以下であり、
 0.1質量%以下のホウ素と、
 10質量%以上30質量%以下のクロムとを含み、
 鉄を5質量%以下でニッケルを30質量%以下で含み、前記鉄および前記ニッケルの合計が30質量%以下であり、
 タングステンおよび／またはモリブデンを含み、前記タングステンおよび前記モリブデンの合計が5質量%以上12質量%以下であり、
 アルミニウムおよび／またはケイ素を含み、前記アルミニウムおよび前記ケイ素の少なくとも一種が0.5質量%超3質量%以下であり、かつ前記アルミニウムおよび前記ケイ素の合計が0.5質量%超4質量%以下であり、
 0.5質量%以下のマンガンを含み、
 タングステンおよびモリブデン以外の遷移金属で原子半径が130 pm超のM成分を0.5質量%以上4質量%以下で含み、
 残部がコバルトと不純物とからなり、
 前記不純物は、0.04質量%以下の酸素を含む、化学組成を有し、
 前記製造物は、母相結晶粒の多結晶体であり、
 前記母相結晶粒の中に、平均サイズが0.13 μm 以上2 μm 以下で前記M成分が境界領域に偏析している偏析セルが形成している、または
 前記母相結晶粒の中に、平均サイズが0.13 μm 以上2 μm 以下のポスト偏析セルが形成しており、該ポスト偏析セルの境界に沿って前記M成分を含むMC型炭化物相、M(C,N)型炭窒化物相および／またはMN型窒化物相の粒子が分散析出している、

ことを特徴とするコバルト基合金製造物。

[請求項2] 請求項1に記載のコバルト基合金製造物において、
前記化学組成は、前記窒素が0.04質量%超0.2質量%以下であり、
前記炭素および前記窒素の合計が0.12質量%超0.28質量%以下である
、
ことを特徴とするコバルト基合金製造物。

[請求項3] 請求項1又は請求項2に記載のコバルト基合金製造物において、
前記化学組成の前記M成分は、チタン、ジルコニウム、ハフニウム、
バナジウム、ニオブおよびタンタルのうちの1種以上である、
ことを特徴とするコバルト基合金製造物。

[請求項4] 請求項3に記載のコバルト基合金製造物において、
前記化学組成の前記M成分は、
前記チタンを含む場合、該チタンは0.01質量%以上1質量%以下であり、
前記ジルコニウムを含む場合、該ジルコニウムは0.05質量%以上1.5
質量%以下であり、
前記ハフニウムを含む場合、該ハフニウムは0.01質量%以上0.5質量
%以下であり、
前記バナジウムを含む場合、該バナジウムは0.01質量%以上0.5質量
%以下であり、
前記ニオブを含む場合、該ニオブは0.02質量%以上1質量%以下であり、
前記タンタルを含む場合、該タンタルは0.05質量%以上1.5質量%以
下である、
ことを特徴とするコバルト基合金製造物。

[請求項5] 請求項3又は請求項4に記載のコバルト基合金製造物において、
前記化学組成の前記M成分は、
前記ジルコニウムを必須とすることを特徴とするコバルト基合金製造

物。

- [請求項6] 請求項3又は請求項4に記載のコバルト基合金製造物において、
前記化学組成の前記M成分は、
前記チタン、前記ジルコニウム、前記ハフニウム、前記バナジウム、
前記ニオブおよび前記タングステンのうちの3種以上である、
ことを特徴とするコバルト基合金製造物。
- [請求項7] 請求項1乃至請求項6のいずれか一項に記載のコバルト基合金製造物において、
前記製造物は、大気中、温度950℃の条件下で酸化試験を行った場合、
1000時間保持の質量変化率が500時間保持の質量変化率よりも大きいことを特徴とするコバルト基合金製造物。
- [請求項8] 請求項1乃至請求項7のいずれか一項に記載のコバルト基合金製造物において、
前記製造物は、高温部材であることを特徴とするコバルト基合金製造物。
- [請求項9] 請求項8に記載のコバルト基合金製造物において、
前記高温部材は、タービン静翼、タービン動翼、タービン燃焼器ノズルまたは熱交換器であることを特徴とするコバルト基合金製造物。
- [請求項10] コバルト基合金材料であって、
0.08質量%以上0.25質量%以下の炭素と、
0.003質量%以上0.2質量%以下の窒素とを含み、前記炭素および前記窒素の合計が0.083質量%以上0.28質量%以下であり、
0.1質量%以下のホウ素と、
10質量%以上30質量%以下のクロムとを含み、
鉄を5質量%以下でニッケルを30質量%以下で含み、前記鉄および前記ニッケルの合計が30質量%以下であり、
タングステンおよび／またはモリブデンを含み、前記タングステンおよび前記モリブデンの合計が5質量%以上12質量%以下であり、

アルミニウムおよび／またはケイ素を含み、前記アルミニウムおよび前記ケイ素の少なくとも一種が0.5質量%超3質量%以下であり、かつ前記アルミニウムおよび前記ケイ素の合計が0.5質量%超4質量%以下であり、

0.5質量%以下のマンガンを含み、

タングステンおよびモリブデン以外の遷移金属で原子半径が130 pm超のM成分を0.5質量%以上4質量%以下で含み、

残部がコバルトと不純物とからなり、

前記不純物は、0.04質量%以下の酸素を含む、化学組成を有する、ことを特徴とするコバルト基合金材料。

[請求項11] 請求項10に記載のコバルト基合金材料において、前記化学組成は、前記窒素が0.04質量%超0.2質量%以下であり、前記炭素および前記窒素の合計が0.12質量%超0.28質量%以下である、ことを特徴とするコバルト基合金材料。

[請求項12] 請求項10又は請求項11に記載のコバルト基合金材料において、前記化学組成の前記M成分は、チタン、ジルコニウム、ハフニウム、バナジウム、ニオブおよびタンタルのうちの1種以上である、ことを特徴とするコバルト基合金材料。

[請求項13] 請求項12に記載のコバルト基合金材料において、前記化学組成の前記M成分は、前記チタンを含む場合、該チタンは0.01質量%以上1質量%以下であり、前記ジルコニウムを含む場合、該ジルコニウムは0.05質量%以上1.5質量%以下であり、前記ハフニウムを含む場合、該ハフニウムは0.01質量%以上0.5質量%以下であり、前記バナジウムを含む場合、該バナジウムは0.01質量%以上0.5質量%

%以下であり、

前記ニオブを含む場合、該ニオブは0.02質量%以上1質量%以下であり、

前記タンタルを含む場合、該タンタルは0.05質量%以上1.5質量%以下である、

ことを特徴とするコバルト基合金材料。

[請求項14] 請求項12又は請求項13に記載のコバルト基合金材料において、
前記化学組成の前記M成分は、
前記ジルコニウムを必須とすることを特徴とするコバルト基合金材料
。

[請求項15] 請求項12又は請求項13に記載のコバルト基合金材料において、
前記化学組成の前記M成分は、
前記チタン、前記ジルコニウム、前記ハフニウム、前記バナジウム、
前記ニオブおよび前記タンタルのうちの3種以上である、
ことを特徴とするコバルト基合金材料。

[請求項16] 請求項10乃至請求項15のいずれか一項に記載のコバルト基合金
材料において、
前記合金材料は、粉末であり、該粉末の粒子径が5 μ m以上100 μ m以下の
範囲にある、
ことを特徴とするコバルト基合金材料。