

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号
特許第5582532号
(P5582532)

(45) 発行日 平成26年9月3日(2014.9.3)

(24) 登録日 平成26年7月25日(2014.7.25)

(51) Int.Cl.			F I		
C 2 2 C	19/07	(2006.01)	C 2 2 C	19/07	H
C 2 2 F	1/10	(2006.01)	C 2 2 F	1/10	J
C 2 2 C	19/05	(2006.01)	C 2 2 C	19/05	C
F O 1 D	25/00	(2006.01)	F O 1 D	25/00	L
F O 1 D	5/28	(2006.01)	F O 1 D	5/28	

請求項の数 4 (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2010-186562 (P2010-186562)	(73) 特許権者	000003713 大同特殊鋼株式会社 愛知県名古屋市東区東桜一丁目1番10号
(22) 出願日	平成22年8月23日(2010.8.23)	(73) 特許権者	504157024 国立大学法人東北大学 宮城県仙台市青葉区片平二丁目1番1号
(65) 公開番号	特開2012-41627 (P2012-41627A)	(73) 特許権者	000005326 本田技研工業株式会社 東京都港区南青山二丁目1番1号
(43) 公開日	平成24年3月1日(2012.3.1)	(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
審査請求日	平成25年6月11日(2013.6.11)	(74) 代理人	100110227 弁理士 畠山 文夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 C o 基合金

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

0 . 0 0 1 C < 0 . 1 0 0 m a s s %、
9 . 0 C r < 2 0 . 0 m a s s %、
2 . 0 A l < 5 . 0 m a s s %、
1 5 . 0 W < 2 0 . 0 m a s s %、及び、
3 9 . 0 N i < 5 5 . 0 m a s s %、
を含み、残部がC o 及び不可避免的不純物からなり、
前記不可避免的不純物の内、M o、N b、T i、及び、T aは、それぞれ、
M o < 0 . 0 1 0 m a s s %、
N b < 0 . 0 1 0 m a s s %
T i < 0 . 0 1 0 m a s s %、及び、
T a < 0 . 0 1 0 m a s s %、

であるC o 基合金。

【請求項2】

0 . 0 0 0 1 B < 0 . 0 2 0 m a s s %、及び、
0 . 0 0 0 1 Z r < 0 . 1 0 m a s s %
のいずれか1種以上をさらに含む請求項1に記載のC o 基合金。

【請求項3】

0 . 0 0 0 1 M g < 0 . 1 0 m a s s %、及び

0.0001 Ca < 0.20 mass %、
のいずれか 1 種以上をさらに含む請求項 1 又は 2 に記載の Co 基合金。

【請求項 4】

前記 Co 基合金に対して熱間加工及び固溶化熱処理を施した後、時効処理を行うことにより得られ、

母相 γ と、前記母相 γ 内に析出させた炭化物及び L_{12} 型金属間化合物からなる γ' 相とを備えた請求項 1 から 3 までのいずれかに記載の Co 基合金。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、ガスタービン部材、飛行機用エンジン部材、化学プラント部材、自動車エンジン部材、高温炉部材などの高温環境下で高強度が要求される各種部材に好適であり、特に鍛造に適した Co 基合金に関する。

【背景技術】

【0002】

高温環境下で使用される超合金には、Ni 基合金、Co 基合金、Fe 基合金などが知られている。Ni 基合金は、 L_{12} 構造の γ' 相 ($Ni_3(Al, Ti)$) で析出強化したものであり、温度上昇に伴い強度も高くなる逆温度依存性を示す。また、耐熱性、耐食性、耐酸化性、耐クリープ性などの高温特性にも優れている。そのため、Ni 基合金は、高温環境下で高強度が要求される各種の用途に用いられる。しかしながら、Ni 基合金は、被削性、熱間加工性に劣るという問題がある。

一方、特に耐食性、延性が必要な高温用途では、Ni 基合金よりも Co 基合金が用いられている。しかしながら、Co 基合金の高温強度特性向上に有効な γ' 型金属間化合物がこれまで知られていなかったために、従来の Co 基合金は、Ni 基合金に比べて高温強度が低く、熱間加工性にも劣るという問題があった。

【0003】

そこでこの問題を解決するために、従来から種々の提案がなされている。

例えば、特許文献 1 には、質量比で Al : 0.1 ~ 1.0 %、W : 3.0 ~ 4.5 %、残部が不可避の不純物を除き Co からなり、 $Co_3(Al, W)$ の L_{12} 型金属間化合物が析出した Co 基合金が開示されている。

同文献には、マトリックス中に $Co_3(Al, W)$ を均一微細に析出させることによって、高温強度が向上する点、及び、所定の組成に調整することによって熱間加工も可能になる点が記載されている。

【0004】

また、特許文献 2 には、0.1 Cr 20.0 mass %、1.0 Al 6.0 mass %、3.0 26.0 mass %、Ni 50.0 mass % を含み、残部が Co 及び不可避の不純物からなり、5.0 Cr + Al 20.0 mass % を満たし、 A_7 、 B_6 で表される μ 相と A_2B で表されるラーベス相からなる第 2 相の体積率が 10 % 以下である Co 基合金が開示されている。

同文献には、Al 量及び W 量を所定の範囲とすると同時に所定の条件下で均質化熱処理及び時効処理を行うと、 $Co_3(Al, W)$ 型の強化相が析出し、Ni 基合金と同等以上の高温強度を示す点が記載されている。

【0005】

強化相 (γ' 相) として $Co_3(Al, W)$ を析出させた Co 基合金は、Ni 基合金と同等以上の高温強度特性を示す。しかしながら、Al 及び W を含む Co 基合金は、熱処理条件によっては加工に有害な第 2 相が析出し、熱間加工性を著しく低下させる場合がある。特に、鍛造用合金では熱間加工性が重要な特性となり、強度とのバランスが必須である。

一方、特許文献 2 に開示されているように、成分元素を最適化すると、第 2 相の析出をある程度抑制することができ、熱間加工性を向上させることができる。しかしながら、従来の合金は、高温強度特性が必ずしも十分ではない。

10

20

30

40

50

【 0 0 0 6 】

【特許文献 1】国際公開 WO 2 0 0 7 / 0 3 2 2 9 3 号

【特許文献 2】特開 2 0 0 9 - 2 2 8 0 2 4 号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 0 7 】

本発明が解決しようとする課題は、従来の C o 基合金に比べて高温強度が高く、かつ、熱間加工性が従来の C o 基合金と同等以上であり、鍛造に適した C o 基合金を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

10

【 0 0 0 8 】

上記課題を解決するために本発明に係る C o 基合金は、

0 . 0 0 1 C < 0 . 1 0 0 m a s s %、

9 . 0 C r < 2 0 . 0 m a s s %、

2 . 0 A l < 5 . 0 m a s s %、

1 5 . 0 W < 2 0 . 0 m a s s %、及び、

3 9 . 0 N i < 5 5 . 0 m a s s %、

を含み、残部が C o 及び不可避免的不純物からなり、

前記不可避免的不純物の内、M o、N b、T i、及び、T a は、それぞれ、

M o < 0 . 0 1 0 m a s s %、

20

N b < 0 . 0 1 0 m a s s %

T i < 0 . 0 1 0 m a s s %、及び、

T a < 0 . 0 1 0 m a s s %、

であることを要旨とする。

【発明の効果】

【 0 0 0 9 】

A l 及び W を含む C o 基合金は、熱間加工性に有害な相が生成しやすい。特に、過剰の W を添加すると、粒内及び粒界に有害相が生成し、熱間加工性を著しく低下させる。

これに対し、成分元素（特に、A l 量及び W 量）を所定の範囲にすると同時に、所定の条件下で均質化熱処理を施すと、有害相の少ない C o 基合金が得られる。また、熱間加工後に所定の条件下で固溶化熱処理及び時効処理すると、C o₃(A l、W)型の強化相（γ' 相）が析出する。さらに、所定量の A l、W 及び C r を含む C o 基合金に対し、所定量の C を添加すると、時効処理後に、γ' 相に加えて、W 及び / 又は C r を含む炭化物が析出する。この時、C 含有量を最適化すると、母相 γ の粒界に粒状の炭化物を析出させることができる。粒界に析出した粒状の炭化物は、高温における粒界滑りを抑制する効果が大きい。

30

すなわち、γ' 相の析出に加えて、粒界に所定量の炭化物を析出させることにより、従来の C o 基合金に比べて、高温部材として特に必要とされるクリープラプチャー特性（高温延性）が飛躍的に改善される。また、これによって、既存の N i 基合金と同等以上の耐用強度を有する C o 基合金が得られる。

40

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 0 】

【図 1】クリープラプチャー試験前の C o 基合金（実施例 1）の破断部組織写真である。

【図 2】クリープラプチャー試験後の C o 基合金（実施例 1）の破断部組織写真である。

【発明を実施するための最良の形態】

【 0 0 1 1 】

以下に、本発明の一実施の形態について詳細に説明する。

[1 . C o 基合金]

[1 . 1 . 主構成元素]

本発明に係る C o 基合金は、以下のような元素を含み、残部が C o 及び不可避免的不純物

50

からなる。添加元素の種類、その成分範囲、及び、その限定理由は、以下の通りである。

【0012】

(1) 0.001 C < 0.100 mass %。

Cは、W及びCrと結合し、粒内及び粒界の炭化物生成に寄与する。粒状の炭化物の粒界への析出は、主に粒界強化に有効であり、熱間加工性及び高温強度を向上させる。特に、粒界強度の改善によって高温における伸び及び絞りが改善されるので、引張特性及びクリーププラブチャー特性を向上させる効果が大きい。このような効果を得るためには、C含有量は、0.001 mass %以上である必要がある。C含有量は、さらに好ましくは、0.005 mass %以上である。

一方、C含有量が過剰になると、炭化物の粒内生成の促進による粒内強度の上昇、及び、粒界へのフィルム状炭化物の析出によって、強度特性が低下する。従って、C含有量は、0.100 mass %未満である必要がある。C含有量は、さらに好ましくは、0.050 mass %未満である。

本発明に係るCo基合金は、Cr含有量及びW含有量に加えてC含有量を最適化することによって炭化物を最適な形状で粒界に析出させ、これによって高温延性を高め、著しい特性の改善を達成した点が大きな特徴である。ここで「炭化物」とは、CとCr及び/又はWを主成分とする種々の炭化物全般を指す。

【0013】

(2) 9.0 Cr < 20.0 mass %。

Crは、Oと結合し、表層に緻密なCr₂O₃層を形成するため、耐酸化性の改善に有効である。Cr含有量が少ないと、緻密なCr₂O₃層の生成が困難であり、十分な耐酸化性が得られない。また、Crは、Cと結合し、種々の炭化物を粒内及び粒界に生成するため、熱間加工性の向上及び高温延性の改善に寄与する。このような効果を得るためには、Cr含有量は、9.0 mass %以上である必要がある。Cr含有量は、さらに好ましくは、10.0 mass %、さらに好ましくは、10.5 mass %以上である。

一方、Cr含有量が過剰になると、融点が低下し、高温の機械的特性を低下させる原因となる。従って、Cr含有量は、20.0 mass %未満である必要がある。Cr含有量は、さらに好ましくは、19.5 mass %未満、さらに好ましくは、18.5 mass %未満である。

本発明に係るCo基合金は、Cr含有量を最適化することによって炭化物を最適な形状で析出させ、これによって高温延性の著しい改善を達成した点が大きな特徴のひとつである。

【0014】

(3) 2.0 Al < 5.0 mass %。

Alは、Co₃(Al、W)のL1₂型金属間化合物相(γ'相)の安定化元素であり、準安定相であるγ'相を安定相として析出させ、高温強度特性を改善させるために必要な元素である。Al含有量が少ないと、強度特性を向上させるのに十分な量のγ'相を生成させることができない。また、Alは、Crと同じくAl₂O₃の生成によって耐酸化性を改善する元素である。このような効果を得るためには、Al含有量は、2.0 mass %以上である必要がある。Al含有量は、さらに好ましくは、2.5 mass %以上、さらに好ましくは、3.0 mass %以上である。

一方、Al含有量が過剰になると、融点が低下し、高温特性(熱間加工性及び高温延性)を低下させる原因となる。従って、Al含有量は、5.0 mass %未満である必要がある。Al含有量は、さらに好ましくは、4.5 mass %未満、さらに好ましくは、4.3 mass %未満である。

なお、「Co₃(Al、W)のL1₂型金属間化合物相(γ'相)」とは、Co、Al及びWのみからなるγ'相だけでなく、Coサイト及び/又は(Al、W)サイトの一部が他の元素に置換されたものも含まれる。

【0015】

(4) 13.0 W < 20.0 mass %。

10

20

30

40

50

Wは、 $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ の L_{12} 型金属間化合物相 (γ' 相)の安定化元素であり、高温強度に効果のある γ' 相を生成するのに必要な元素である。W含有量が少ないと、強度を向上させるのに十分な量の γ' 相を生成させることができない。また、Wは、Cと結合し、種々の炭化物を生成する。粒界炭化物の析出は、高温強度特性、特に高温延性(伸び、絞り)の向上に有効である。このような効果を得るためには、W含有量は、13.0mass%以上である必要がある。W含有量は、さらに好ましくは、14.5mass%以上、さらに好ましくは、15.0mass%以上である。

一方、W含有量が過剰になると、粒内及び粒界に A_7B_6 で表される μ 相に代表される有害相を形成し、熱間加工性が著しく低下する。従って、W含有量は、20.0mass%未満である必要がある。W含有量は、さらに好ましくは、19.0mass%未満、さらに好ましくは、18.0mass%未満である。

10

なお、「 A_7B_6 化合物(μ 相)」とは、 Co_7W_6 由来の化合物であり、Aサイト(Coサイト)がNi、Cr、Al、Fe等により、また、Bサイト(Wサイト)がTa、Nb、Ti、Zr等により、それぞれ置換された化合物も含まれる。

【0016】

(5) $39.0 \leq \text{Ni} < 55.0 \text{ mass \%}$ 。

Niは、Coサイトを置換し、 $(\text{Co}, \text{Ni})_3(\text{Al}, \text{W})$ の L_{12} 型金属間化合物相を生成する。また、Niは、母相 γ 及び強化相 γ' に均等に分配される。特に、 γ' 相のCoサイトがNiで置換されると、 γ' 相の固溶温度が上昇し、高温強度特性が向上する。このような効果を得るためには、Ni含有量は、39.0mass%以上である必要がある。Ni含有量は、さらに好ましくは、41.0mass%以上、さらに好ましくは、43.0mass%以上である。

20

一方、Ni含有量が過剰になると、母相 γ の融点が低下し、熱間加工性が低下する。従って、Ni含有量は、55.0mass%未満である必要がある。Ni含有量は、さらに好ましくは、52.0mass%未満、さらに好ましくは、50.0mass%未満である。

【0017】

[1.2. 不可避的不純物]

本発明に係るCo基合金において、不可避的不純物の中でも、特に、Mo、Nb、Ti、及び、Taは、それぞれ、以下の範囲とする必要がある。

30

(6) $\text{Mo} < 0.010 \text{ mass \%}$ 。

Moは、固溶強化元素として働く。しかしながら、Moによる強化量は、Taに比べて小さい。また、Moの添加は、耐酸化性を低下させる。従って、Mo含有量は、0.010mass%未満である必要がある。

【0018】

(7) $\text{Nb} < 0.010 \text{ mass \%}$ 。

Nbは、Ni基合金において γ'' (γ ダブルプライム)相である Ni_3Nb を析出させることで高温強度特性を向上させる効果がある。しかしながら、Co基合金では、Nb添加により γ'' 相の析出は起こらず、融点の低下による熱間加工性及び高温強度特性の低下を招く。従って、Nb含有量は、0.010mass%未満である必要がある。

40

【0019】

(8) $\text{Ti} < 0.010 \text{ mass \%}$ 。

Tiは、Ni基合金において Ni_3Al のAlサイトに置換し、 γ' 相の強化に有効な元素である。しかしながら、過剰の添加は、 γ' 固溶温度の上昇及びマトリックスの融点低下の原因となり、加工性の低下を招く。Co基合金においても、Tiの過剰添加は、融点低下の原因となり、熱間加工性及び高温強度特性低下の原因となる。従って、Ti含有量は、0.010mass%未満である必要がある。

【0020】

(9) $\text{Ta} < 0.010 \text{ mass \%}$ 。

Taは、 γ' 相の固溶強化元素として働き、高温強度の向上に有効である。しかしなが

50

ら、T a 添加は、高温延性が著しく低下する。その結果、特に高温のクリープラプチャー特性では、延性の低下による早期破断が顕著となり、特性の低下を招く。従って、T a 含有量は、0.010 mass % 未満である必要がある。

【0021】

[1.3. 副構成元素]

本発明に係るC o 基合金は、上述した元素に加えて、以下のいずれか1以上の元素をさらに含んでいても良い。付加的な添加元素の種類、その成分範囲、及び、その限定理由は、以下の通りである。

【0022】

(10) 0.0001 B < 0.020 mass %.

10

(11) 0.0001 Z r < 0.10 mass %.

B 及び Z r は、いずれも粒界の強化元素として働き、熱間加工性の改善を促す。このような効果を得るためには、B 含有量は、0.0001 mass % が好ましい。また、Z r 含有量は、0.0001 mass % 以上が好ましい。

一方、B 又は Z r の含有量が過剰になると、いずれも加工性が低下する。従って、B 含有量は、0.020 mass % 未満が好ましい。また、Z r 含有量は、0.10 mass % 未満が好ましい。

【0023】

(12) 0.0001 M g < 0.10 mass %.

20

(13) 0.0001 C a < 0.20 mass %.

M g 及び C a は、いずれもSを固定し、熱間加工性の改善を促す。このような効果を得るためには、M g 含有量は、0.0001 mass % 以上が好ましい。また、C a 含有量は、0.0001 mass % 以上が好ましい。

一方、M g 又は C a の含有量がSに対して過剰になると、M g 又は C a の化合物を生成し、加工性を低下させる原因となる。従って、M g 含有量は、0.10 mass % 未満が好ましい。また、C a 含有量は、0.20 mass % 未満が好ましい。

【0024】

[1.4. 組織]

本発明に係るC o 基合金に対して、後述のような条件下で鑄造、均質化熱処理、熱間加工、固溶化熱処理、及び時効処理すると、母相 γ と、母相 γ 内に析出した炭化物及び γ' 相とを備えたC o 基合金が得られる。 γ' 相は、主として母相 γ の粒内に析出する。一方、炭化物は、母相 γ の粒内及び粒界に析出する。高温強度特性を向上させるためには、炭化物は、粒界に析出しているのが好ましい。また、高温における粒界滑りを抑制するためには、粒界に析出している炭化物の形状は、粒状が好ましい。

30

本発明に係るC o 基合金の熱間加工後の素材に対し、固溶化熱処理、及び、種々の条件の時効処理を行うことにより、各用途に適した γ 、 γ' 相、炭化物の状態が得られる。なお、時効処理は、1段階の時効処理に限らず、2段階以上の複数段階の時効処理も含む。

【0025】

[2. C o 基合金の製造方法]

[2.1. 溶解・鑄造]

40

まず、上述した組成のC o 基合金が得られるように原料を配合し、溶解・鑄造する。本発明において、溶解・鑄造方法及び溶解・鑄造条件は、特に限定されるものではなく、種々の方法及び条件を用いることができる。

【0026】

[2.2. 均質化熱処理]

次に、得られた鑄塊に均質化熱処理(ソーキング処理)を施す。均質化熱処理とは、溶解・鑄造時に生じた凝固偏析を除去して成分を均一化するための熱処理をいう。成分を均一化することによって、熱間加工性を向上させることができる。

【0027】

均質化熱処理温度は、組成に応じて最適な温度を選択する。一般に、均質化熱処理温度

50

が低すぎると、合金元素の拡散速度が小さいために、現実的な熱処理時間内で十分な効果が得られない。従って、均質化熱処理温度は、1000 以上が好ましい。

一方、均質化熱処理温度が高くなりすぎると、粒界酸化が進行し、熱間加工性が低下する。従って、均質化熱処理温度は、1250 以下が好ましい。

【0028】

γ 相単相となる温度で保持すると、通常、数時間程度で異相が消失し、 γ 相単相となる。しかしながら、溶解・鑄造時に生じた凝固偏析を除去するためには、さらに長時間の熱処理が必要である。一般に、均質化熱処理時間が長くなるほど、成分が均一化し、熱間加工性に対する有害相の量を少なくすることができる。有害相の体積率を少なくするためには、均質化熱処理時間は、10 時間以上が好ましい。

10

所定の条件下で均質化熱処理を行った後、冷却すると、 γ 単相であり、かつ、有害相の少ない Co 基合金が得られる。

【0029】

[2.3. 熱間加工]

次に、均質化熱処理後の Co 基合金に対して熱間加工を施し、各種の形状に成形する。熱間加工方法及びその条件は、特に限定されるものではなく、目的に応じて、種々の方法及び条件を選択することができる。

【0030】

[2.4. 固溶化熱処理]

次に、熱間加工後の Co 基合金に対して固溶化熱処理を施す。固溶化熱処理は、熱間加工によって生じた析出物 (γ' 、炭化物) を再固溶させる処理である。固溶化熱処理温度は、1000 ~ 1250 が好ましい。

20

固溶化熱処理時間は、固溶化熱処理温度に応じて最適な時間を選択する。一般に、固溶化熱処理温度が高くなるほど、短時間で析出物を再固溶させることができる。

【0031】

[2.5. 時効処理]

次に、固溶化熱処理後の Co 基合金に対して時効処理を施す。固溶化熱処理後の Co 基合金を ($\gamma + \gamma'$) 領域において時効処理すると、 γ 相中に $Co_3(A1, W)$ 型の $L1_2$ 型金属間化合物からなる γ' 相を析出させることができる。また、これと同時に、炭化物を析出させることができる。

30

時効処理条件は、特に限定されるものではなく、組成及び/又は用途に応じて最適な条件を選択する。一般に、時効処理温度が高くなるほど、及び/又は、時効処理時間が高くなるほど、 γ' 相の析出量が多くなり、あるいは、 γ' 相の粒径が大きくなる。この点は、炭化物も同様である。

通常、時効処理温度は、500 ~ 1100 (好ましくは、600 ~ 1000) であり、時効処理時間は、1 ~ 100 時間、好ましくは 10 ~ 50 時間程度である。

【0032】

また、異なる温度で複数段階の時効処理を行っても良い。複数段階の時効処理を行うと、異なるサイズの γ' 相を析出させることができる。一般に、サイズの大きい γ' 相は、高温特性 (特に、クリーププラブチャー特性) の改善に効果があるが、室温特性は低下する。一方、サイズの小さい γ' 相は、室温特性の改善に効果があるが、高温特性は低下する。そのため、複数段階の時効処理を行って異なるサイズの γ' 相を析出させると、高温特性と室温特性の双方を同時に改善することができる。

40

例えば、2 段階時効処理を行う場合、1 段目の時効処理温度は 700 ~ 1100 が好ましく、2 段目の時効処理温度は 500 ~ 900 が好ましい。

【0033】

[3. Co 基合金の作用]

A1 及び W を含む Co 基合金は、熱間加工性に有害な相が生成しやすい。特に、過剰の W を添加すると、粒内及び粒界に有害相が生成し、熱間加工性を著しく低下させる。

これに対し、成分元素 (特に、A1 量及び W 量) を所定の範囲にすると同時に、所定の

50

条件下で均質化熱処理を施すと、有害相の少ないC o基合金が得られる。また、熱間加工後に所定の条件下で固溶化熱処理及び時効処理すると、C o₃(A l、W)型の強化相(γ'相)が析出する。さらに、所定量のA l、W及びC rを含むC o基合金に対し、所定量のCを添加すると、時効処理後に、γ'相に加えて、W及び/又はC rを含む炭化物が析出する。この時、C含有量を最適化すると、母相γの粒界に粒状の炭化物を析出させることができる。粒界に析出した粒状の炭化物は、高温における粒界滑りを抑制する効果が大きい。

すなわち、γ'相の析出に加えて、粒界に所定量の炭化物を析出させることにより、従来のC o基合金に比べて、高温部材として特に必要とされるクリープラプチャー特性(高温延性)が飛躍的に改善される。また、これによって、既存のN i基合金と同等以上の耐用強度を有するC o基合金が得られる。

10

【実施例】**【0034】**

(実施例1～11、参考例12～13、実施例14～27、比較例1～22)

[1. 試料の作製]

表1及び表2に示す組成の合金を真空誘導炉で溶解し、50kgのインゴットを得た。溶製したインゴットは、1200℃で16時間の均質化熱処理を実施した後、φ16mmの棒材に鍛造加工した。鍛造加工した材料については、1200℃、1時間空冷の固溶化熱処理(ST)を施した後、900℃、24h、空冷、さらに800℃、24h、空冷の2段階時効処理(AG)を行った。

20

【0035】

【表 1】

	組成 (mass%)										
	C	Ni	Co	Cr	W	Al	B	Mg	Zr	Ca	その他
実施例 1	0.020	47.6	Bal	12.4	16.2	3.7	—	—	—	—	—
実施例 2	0.004	48.2	Bal	12.1	15.2	3.9	—	—	—	—	—
実施例 3	0.060	46.9	Bal	12.3	15.4	4.1	—	—	—	—	—
実施例 4	0.020	40.1	Bal	11.9	15.3	4.2	—	—	—	—	—
実施例 5	0.021	42.3	Bal	12.1	16.3	3.5	—	—	—	—	—
実施例 6	0.020	51.2	Bal	12.1	16.0	3.4	—	—	—	—	—
実施例 7	0.016	52.5	Bal	12.3	16.1	3.6	—	—	—	—	—
実施例 8	0.018	48.0	Bal	9.5	15.3	3.9	—	—	—	—	—
実施例 9	0.021	47.6	Bal	10.3	16.3	4.1	—	—	—	—	—
実施例10	0.022	48.2	Bal	18.1	16.0	4.2	—	—	—	—	—
実施例11	0.021	46.9	Bal	18.8	16.1	3.5	—	—	—	—	—
参考例12	0.020	45.3	Bal	11.9	13.8	3.4	—	—	—	—	—
参考例13	0.019	45.0	Bal	12.1	14.7	3.5	—	—	—	—	—
実施例14	0.023	48.0	Bal	12.1	18.3	3.4	—	—	—	—	—
実施例15	0.021	45.0	Bal	12.3	19.5	3.6	—	—	—	—	—
実施例16	0.020	47.6	Bal	11.9	15.2	2.3	—	—	—	—	—
実施例17	0.016	48.2	Bal	12.1	15.4	2.8	—	—	—	—	—
実施例18	0.018	46.9	Bal	12.1	15.3	4.4	—	—	—	—	—
実施例19	0.022	47.6	Bal	11.9	16.3	4.8	—	—	—	—	—
実施例20	0.021	48.2	Bal	12.1	16.0	3.7	0.005	—	—	—	—
実施例21	0.020	46.9	Bal	12.3	15.4	3.9	—	0.005	—	—	—
実施例22	0.020	48.0	Bal	11.9	15.3	4.1	—	—	0.050	—	—
実施例23	0.016	47.6	Bal	12.1	16.0	4.2	0.006	0.006	—	—	—
実施例24	0.018	48.2	Bal	12.1	15.3	3.5	—	0.003	0.002	—	—
実施例25	0.021	46.9	Bal	12.1	16.3	4.1	0.006	—	0.030	—	—
実施例26	0.022	45.3	Bal	13.3	16.0	4.2	0.002	0.003	0.002	—	—
実施例27	0.018	46.9	Bal	12.1	15.3	3.5	—	—	—	0.030	—

【 0 0 3 6 】

【表 2】

	組成 (mass%)										
	C	Ni	Co	Cr	W	Al	B	Mg	Zr	Ca	その他
比較例 1	0.130	41.3	Bal	14.3	16.3	3.8	—	—	—	—	—
比較例 2	0.020	47.6	Bal	2.5	15.4	3.7	—	—	—	—	—
比較例 3	0.021	48.2	Bal	22.1	16.1	3.6	—	—	—	—	—
比較例 4	0.020	25.2	Bal	12.7	14.9	4.0	—	—	—	—	—
比較例 5	0.016	60.0	Bal	12.3	15.3	3.9	—	—	—	—	—
比較例 6	0.018	46.9	Bal	12.7	10.3	4.1	—	—	—	—	—
比較例 7	0.021	45.3	Bal	11.9	20.2	4.2	—	—	—	—	—
比較例 8	0.022	45.0	Bal	12.1	16.1	1.8	—	—	—	—	—
比較例 9	0.021	48.0	Bal	12.3	16.3	5.2	—	—	—	—	—
比較例10	0.020	47.5	Bal	11.8	15.2	3.5	0.2	—	—	—	—
比較例11	0.019	47.8	Bal	11.9	15.4	3.4	—	0.2	—	—	—
比較例12	0.023	47.3	Bal	12.1	15.3	3.6	—	—	0.3	—	—
比較例13	0.021	48.2	Bal	12.7	15.2	3.5	—	—	—	0.3	—
比較例14	—	47.8	Bal	10.1	16.3	3.2	—	—	—	—	—
比較例15	0.025	47.5	Bal	11.7	16.4	3.5	—	—	—	—	1.8Mo
比較例16	0.023	48.3	Bal	11.9	15.9	3.7	—	—	—	—	3.0Nb
比較例17	0.021	47.7	Bal	11.8	16.2	3.6	—	—	—	—	1.9Ti
比較例18	0.024	47.9	Bal	11.5	15.7	3.7	—	—	—	—	2.8Ta
比較例19	0.024	47.6	Bal	10.9	14.9	3.4	—	—	—	—	0.5Mo
比較例20	0.024	47.3	Bal	11.5	14.4	3.9	—	—	—	—	0.5Nb
比較例21	0.024	47.5	Bal	12.2	15.9	4.2	—	—	—	—	0.3Ti
比較例22	0.024	46.7	Bal	11.7	16.3	4.1	—	—	—	—	0.6Ta

【0037】

[2 . 試験方法]

[2 . 1 . 引張試験]

各材料より試験部φ8mm、試験片長さ90mmの試験片を切り出した。この試験片を用いて、800 にて引張試験を行い、0.2%耐力及び引張強度を測定した。

[2 . 2 . クリープラプチャー試験]

各材料より平行部30mm、試験片長さ92.6mmの試験片を切り出した。この試験片を用いて、800 - 294MPaの条件にてクリープラプチャー試験を行い、ラプチャー寿命、並びに、ラプチャー時の伸び及び絞りを測定した。

[2 . 3 . 酸化試験]

各材料より13mm×25mm、厚さ2mmの直方体状の試験片を切り出した。この試験片を用いて800 の大気雰囲気中で200hの連続加熱を実施後、空冷した。試験前後の重量差から酸化増量を算出し、耐酸化性の指標とした。

【0038】

[3 . 結果]

表3及び表4に結果を示す。

[3 . 1 . 引張試験]

(1) 比較例1～22の内、鍛造が可能であったものは、いずれも強度特性が低く、高温延性も低い。

(2) 実施例1～11、参考例12～13、実施例14～27は、いずれも800 で高

10

20

30

40

50

い強度特性を示し、0.2%耐力で700MPa以上、引張強度で850MPa以上であった。また、高温延性を示す伸びは、いずれも10%以上であった。

(3) 実質的にCを含まない比較例14は、引張強度及び伸びが低い。これは、炭化物による粒界強化の効果が得られなかったため、粒界起因による早期破断が起こるためである。

【0039】

[3.2. クリープラプチャー試験]

(1) 比較例1~22の内、鍛造が可能であったものは、いずれもラプチャー寿命が短く、高温延性に乏しい。

(2) 実施例1~11、参考例12~13、実施例14~27は、いずれもラプチャー寿命は1000時間以上を示し、かつ、伸び及び絞りも、それぞれ10%以上及び20%以上の高い値を示した。

(3) 実質的にCを含まない比較例14は、ラプチャー寿命が短く、伸び及び絞りも低い。これは、高温引張特性同様、炭化物による粒界強化効果が得られないため、早期破断が起きたためである。

【0040】

図1及び図2に、それぞれ、クリープラプチャー試験前及び試験後のCo基合金(実施例1)の破断部組織写真を示す。クリープラプチャー試験前の破断部組織では、粒内に立方体状又は球状に析出していた γ' 相が、高温、応力負荷環境中で連結(ラフト構造化)する現象が認められる。また、粒界には、W、Crを主成分とする炭化物の析出が認められる。これは、比較例の試験後の組織では認められないことから、クリープラプチャー試験による高温延性挙動は、 γ' 相の形態変化及び炭化物の粒界析出が密接に関係していると考えられる。

【0041】

[3.3. 酸化試験]

(1) Co基合金の酸化増量は、Al、Crの含有量に影響される。Alの含有量が低い比較例8は、耐酸化性が低下した。また、Cr含有量の低い比較例2は、粒界酸化の影響が大きく、鍛造加工は不可能であった。

(2) 実施例1~11、参考例12~13、実施例14~27は、いずれも良好な耐酸化性を示した。

【0042】

10

20

30

【表 3】

	800℃			800℃—294MPa			800℃酸化特性
	0.2%耐力 (MPa)	引張強度 (MPa)	伸び (%)	ラッチャー寿命 (H)	伸び (%)	絞り (%)	酸化増量 (mg/cm ²)
実施例 1	770	990	17.0	1450	14.1	28.0	0.20
実施例 2	752	954	15.8	1075	13.6	25.3	0.23
実施例 3	766	976	15.3	1296	12.5	26.4	0.21
実施例 4	714	878	16.6	1105	13.3	27.3	0.27
実施例 5	737	942	16.8	1362	13.5	27.8	0.23
実施例 6	763	971	16.8	1398	13.4	27.9	0.21
実施例 7	749	954	16.7	1287	13.3	27.4	0.20
実施例 8	737	882	13.6	1003	11.3	23.6	0.41
実施例 9	760	940	15.2	1298	12.4	25.8	0.32
実施例10	735	923	14.5	1302	12.3	24.8	0.15
実施例11	720	895	14.3	1192	11.6	23.6	0.13
参考例12	732	863	16.9	1153	13.8	27.7	0.19
参考例13	751	938	16.6	1303	13.9	28.1	0.21
実施例14	768	987	12.3	1285	12.4	26.1	0.23
実施例15	765	993	11.5	1039	11.1	24.3	0.26
実施例16	719	905	16.9	1263	13.8	27.3	0.31
実施例17	732	932	17.1	1324	14.0	27.5	0.25
実施例18	758	970	16.5	1290	13.8	28.1	0.17
実施例19	739	950	15.9	1156	13.6	27.6	0.15
実施例20	772	989	17.3	1398	14.7	29.0	0.23
実施例21	763	982	17.5	1432	15.0	28.8	0.21
実施例22	771	993	18.1	1440	14.9	29.1	0.24
実施例23	767	985	18.2	1486	15.1	29.3	0.20
実施例24	765	983	17.8	1430	14.8	28.6	0.28
実施例25	769	987	17.6	1462	14.9	28.9	0.26
実施例26	773	993	17.5	1442	14.6	28.8	0.25
実施例27	769	978	16.9	1438	14.6	27.8	0.21

【 0 0 4 3 】

【表 4】

	800℃			800℃－294MPa			800℃酸化特性
	0.2%耐力 (MPa)	引張強度 (MPa)	伸び (%)	ラッチャー寿命 (H)	伸び (%)	絞り (%)	酸化増量 (mg/cm ²)
比較例 1	656	743	8.1	786	7.2	18.3	0.23
比較例 2	鍛造不可						
比較例 3	689	793	11.2	876	10.3	18.0	0.11
比較例 4	532	588	16.3	678	13.2	20.3	0.28
比較例 5	651	690	3.5	869	2.9	7.0	0.25
比較例 6	532	638	15.3	863	13.9	27.5	0.22
比較例 7	鍛造不可						
比較例 8	541	672	14.6	859	15.2	23.1	0.71
比較例 9	499	527	2.6	537	1.7	3.9	0.15
比較例10	鍛造不可						
比較例11	鍛造不可						
比較例12	鍛造不可						
比較例13	鍛造不可						
比較例14	651	690	3.5	520	2.9	7.0	0.22
比較例15	鍛造不可						
比較例16	鍛造不可						
比較例17	鍛造不可						
比較例18	鍛造不可						
比較例19	683	723	5.3	685	3.3	8.8	0.53
比較例20	698	743	3.1	685	3.2	8.4	0.27
比較例21	710	751	7.6	679	3.1	8.7	0.33
比較例22	702	743	8.7	874	8.3	12.2	0.23

【 0 0 4 4 】

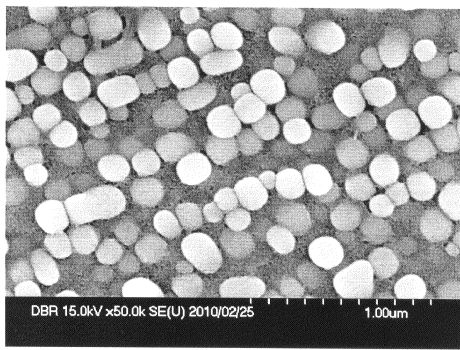
以上、本発明の実施の形態について詳細に説明したが、本発明は、上記実施の形態に何ら限定されるものではなく、本発明の要旨を逸脱しない範囲内で種々の改変が可能である。

【産業上の利用可能性】

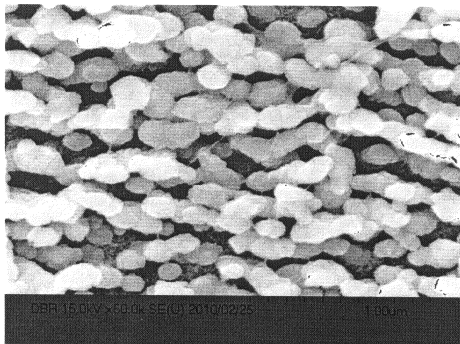
【 0 0 4 5 】

本発明に係るC o 基合金は、ガスタービン部材、飛行機用エンジン部材、化学プラント部材、自動車エンジン部材、高温炉部材などの高温環境下で高強度が要求される各種部材に用いることができる。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.			F I		
F 0 2 C	7/00	(2006.01)	F 0 2 C	7/00	C
C 2 2 F	1/00	(2006.01)	C 2 2 F	1/00	6 0 2
			C 2 2 F	1/00	6 2 4
			C 2 2 F	1/00	6 5 0 A
			C 2 2 F	1/00	6 5 1 B
			C 2 2 F	1/00	6 8 2
			C 2 2 F	1/00	6 8 3
			C 2 2 F	1/00	6 9 0
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 C

- (72)発明者 大▲崎▼ 元嗣
愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地 大同特殊鋼株式会社 研究開発本部内
- (72)発明者 植田 茂紀
愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地 大同特殊鋼株式会社 研究開発本部内
- (72)発明者 石田 清仁
宮城県仙台市青葉区青葉山6-6-02
- (72)発明者 大森 俊洋
宮城県仙台市青葉区青葉山6-6-02
- (72)発明者 西田 浩明
埼玉県和光市中央1-4-1 株式会社本田技術研究所内
- (72)発明者 林 祐宏
埼玉県和光市中央1-4-1 株式会社本田技術研究所内
- (72)発明者 塩田 智紀
埼玉県和光市中央1-4-1 株式会社本田技術研究所内
- (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 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

審査官 河野 一夫

- (56)参考文献 特開2004-136301(JP, A)
国際公開第2000/044950(WO, A1)
特開2009-228024(JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 1 / 0 0 - 4 9 / 1 4
C 2 2 F 1 / 0 0 - 3 / 0 2
F 0 1 D 5 / 2 8
F 0 1 D 2 5 / 0 0
F 0 2 C 7 / 0 0