

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2012-140663

(P2012-140663A)

(43) 公開日 平成24年7月26日(2012.7.26)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 19/05 (2006.01)	C 2 2 C 19/05 C	3 G 0 0 2
F 0 1 D 5/28 (2006.01)	F 0 1 D 5/28	3 G 2 0 2
F 0 2 C 7/00 (2006.01)	F 0 2 C 7/00 C	
F 0 1 D 25/00 (2006.01)	F 0 1 D 25/00 L	
B 2 2 D 21/00 (2006.01)	B 2 2 D 21/00 C	
審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 12 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2010-293142 (P2010-293142)	(71) 出願人	000005108
(22) 出願日	平成22年12月28日 (2010.12.28)		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	100091096
			弁理士 平木 祐輔
		(74) 代理人	100118773
			弁理士 藤田 節
		(72) 発明者	王 玉艇
			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	吉成 明
			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
		Fターム(参考)	3G002 EA06
			3G202 EA06

(54) 【発明の名称】 N i 基合金、及びそれを用いたガスタービンのタービン動・静翼

(57) 【要約】

【課題】従来材に比べて高温強度、耐食性及び耐酸化性のバランスに優れた、特に普通鋳造用の N i 基合金を提供することを目的とする。

【解決手段】 C r、C o、A l、T i、T a、W、M o、N b、C、B 及び不可避不純物を含み、残部が N i よりなる N i 基合金であって、質量比で、C r : 1 3 . 1 ~ 1 6 . 0 %、C o : 1 1 . 1 ~ 2 0 . 0 %、A l : 2 . 3 0 ~ 3 . 3 0 %、T i : 4 . 5 5 ~ 6 . 0 0 %、T a : 2 . 5 0 ~ 3 . 5 0 %、W : 4 . 0 0 ~ 5 . 5 0 %、M o : 0 . 1 0 ~ 1 . 2 0 %、N b : 0 . 1 0 ~ 0 . 9 0 %、C : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 0 %、及び B : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 2 % の合金組成を有することを特徴とする。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

Cr、Co、Al、Ti、Ta、W、Mo、Nb、C、B 及び不可避不純物を含み、残部が Ni よりなる Ni 基合金であって、質量比で、Cr : 13.1 ~ 16.0 %、Co : 11.1 ~ 20.0 %、Al : 2.30 ~ 3.30 %、Ti : 4.55 ~ 6.00 %、Ta : 2.50 ~ 3.50 %、W : 4.00 ~ 5.50 %、Mo : 0.10 ~ 1.20 %、Nb : 0.10 ~ 0.90 %、C : 0.05 ~ 0.20 %、及び B : 0.005 ~ 0.02 % の合金組成を有する前記 Ni 基合金。

【請求項 2】

さらに、Hf、Re、Zr、O 及び N から選ばれる 1 種以上を含み、質量比で、Hf : 0 ~ 2.00 %、Re : 0 ~ 0.50 %、Zr : 0 ~ 0.05 %、O : 0 ~ 0.005 %、N : 0 ~ 0.005 % の合金組成を有する請求項 1 に記載の Ni 基合金。

10

【請求項 3】

質量比で、Hf : 0 ~ 0.10 %、Re : 0 ~ 0.10 %、Zr : 0 ~ 0.03 %、O : 0 ~ 0.005 %、N : 0 ~ 0.005 % の合金組成を有する請求項 2 に記載の Ni 基合金。

【請求項 4】

質量比で、Cr : 13.1 ~ 14.3 %、Co : 11.1 ~ 18.0 %、Al : 2.60 ~ 3.30 %、Ti : 4.65 ~ 5.50 %、Ta : 2.70 ~ 3.30 %、W : 4.55 ~ 4.90 %、Mo : 0.10 ~ 1.10 %、Nb : 0.10 ~ 0.65 %、C : 0.10 ~ 0.18 %、及び B : 0.01 ~ 0.02 % の合金組成を有する請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の Ni 基合金。

20

【請求項 5】

質量比で、Cr : 13.7 ~ 14.1 %、Co : 14.1 ~ 17.0 %、Al : 3.00 ~ 3.20 %、Ti : 4.70 ~ 5.10 %、Ta : 2.90 ~ 3.20 %、W : 4.55 ~ 4.85 %、Mo : 0.70 ~ 1.00 %、Nb : 0.25 ~ 0.45 %、C : 0.12 ~ 0.17 %、及び B : 0.01 ~ 0.02 % の合金組成を有する請求項 4 に記載の Ni 基合金。

【請求項 6】

請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の Ni 基合金よりなる鑄造品。

30

【請求項 7】

請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の Ni 基合金よりなるガスタービン用タービン動翼。

【請求項 8】

請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の Ni 基合金よりなるガスタービン用タービン静翼。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、Ni 基合金、並びにそれを用いた鑄造品及びガスタービンのタービン動・静翼に関する。

【背景技術】

40

【0002】

近年、化石燃料の節約、二酸化炭素の排出量削減、地球温暖化防止等、環境意識の高まりから、内燃機関においては熱効率の向上が図られている。ガスタービンやジェットエンジン等の熱機関は、カルノーサイクルの高温側をより高温で運転することにより、熱効率を最も有効に高め得ることが知られている。タービン入口温度の高温化に伴い、ガスタービンの高温部品、すなわち燃焼器やタービン動・静翼に使用される材料の改良・開発の重要性が高まっている。この高温化に対処するために、材料面ではより高温強度に優れる Ni 基耐熱合金が適用されており、現在多くの Ni 基合金が使用されている。Ni 基合金には、等軸晶からなる普通鑄造合金、柱状晶からなる一方向凝固合金及び一つの結晶からなる単結晶合金がある。Ni 基合金を高強度化するためには、固溶強化元素である W、Mo

50

、T a、C o等を多く添加するとともに、A l、T i等を添加して強化相である γ' -N i₃(A l,T i)相を多く析出させることが重要である。

【0003】

一方、燃料価格の高騰により、産業用ガスタービンの燃料として腐食の原因となる不純物を多く含む低品質の燃料を使用する動きがあり、高温強度と耐食性を兼ね備えた材料の開発も必要とされている。このような材料では、保護性の皮膜を形成するC rを多く添加することが望ましい。耐食性を重視した合金として、例えば、特開2004-197131号公報(特許文献1)や、特開昭51-34819号公報(特許文献2)、及び特開2010-84166号公報(特許文献3)に開示される普通鑄造合金が挙げられる。

【0004】

しかし、これらの合金では、添加元素を多く含むほど材料の組織の安定性が低下し、長時間の使用に際して σ 相等の硬質で脆い有害相が析出するという問題がある。すなわち、優れた高温クリープ強度と、耐食性及び耐酸化性とを併せ持つ合金材料を開発することは困難であった。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開2004-197131号公報

【特許文献2】特開昭51-34819号公報

【特許文献3】特開2010-84166号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

そこで本発明は、従来材に比べて高温強度、耐食性及び耐酸化性のバランスに優れた、特に普通鑄造用のN i基合金を提供することを目的とする。また、そのN i基合金を利用した鑄造品、及びタービン動・静翼を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0007】

上記課題を解決するために、例えば特許請求の範囲に記載の構成を採用する。本願は上記課題を解決する手段を複数含んでいるが、その一例を挙げるならば、C r、C o、A l、T i、T a、W、M o、N b、C、B及び不可避不純物を含み、残部がN iよりなるN i基合金であって、質量比で、C r:13.1~16.0%、C o:11.1~20.0%、A l:2.30~3.30%、T i:4.55~6.00%、T a:2.50~3.50%、W:4.00~5.50%、M o:0.10~1.20%、N b:0.10~0.90%、C:0.05~0.20%、及びB:0.005~0.02%の合金組成を有することを特徴とするものである。

【発明の効果】

【0008】

本発明によれば、従来材に比べて高温強度、耐食性及び耐酸化性等の特性のバランスに優れた普通鑄造用のN i基合金が提供される。さらに本発明の合金は、結晶粒界の強化に効果のあるC、B、及び鑄造時の結晶粒界割れの抑制に効果のあるH fを含むことから、一方向凝固材としての使用にも適した合金組成となっている。上記した以外の課題、構成及び効果は、以下の実施形態の説明により明らかにされる。

【図面の簡単な説明】

【0009】

【図1】合金試験片に対するクリープ破断時間を示すグラフである。

【図2】合金試験片に対する高温酸化試験での酸化減量を示すグラフである。

【図3】合金試験片に対する溶融塩浸漬腐食試験での腐食減量を示すグラフである。

【図4】ガスタービンの動翼形状の一例を示す図である。

【発明を実施するための形態】

10

20

30

40

50

【0010】

以下、本発明を詳細に説明する。

まず、図4に、産業用ガスタービン用のタービン動翼の一例を示す。このタービン動翼1は、翼部10とシャंक部11とルート部（ダブティル部）12から構成され、大きさは10～100cm、重量は1～10kg程度である。また、ブラットホーム部13及びラジアルフィン14を備えている。タービン動翼は、内部に複雑な冷却構造を持つ回転部品であり、回転中の遠心力及び起動停止に伴う熱応力の負荷が繰り返し加わる厳しい環境に曝される。基本的な材料特性として、優れた高温クリープ強度、高温燃焼ガス雰囲気に対する耐酸化、及び耐食性が要求される。一方、タービン静翼は通常、翼軸に沿って延びる羽根を有し、その羽根は末端側に、タービン翼を各支持体に固定するために翼軸に対して直角に延びる基盤が一体形成される。タービン静翼材料は、高い高温強度や熱疲労強度が必要である。したがって、これらの特性のバランスに優れた鑄造用合金の開発が重要視されている。本発明者らは、普通鑄造用合金であって、クリープ強度を維持しながら、耐食性及び耐酸化性を同時に改善し得る合金を検討した結果、上記本発明を見出すに至ったものである。

10

【0011】

一般的なガスタービンの翼の作製手段としては、普通鑄造、一方向凝固鑄造及び単結晶鑄造による手法が挙げられる。一方向凝固合金や単結晶合金は、主に小型で軽量のジェットエンジン（航空用ガスタービン）の動翼に使用されている。しかし、一方向凝固合金や単結晶合金を用いた翼は、鑄造プロセスが複雑であるため、翼を鑄造した時の鑄造歩留りが悪くなる。特に、産業用ガスタービンの翼では形状が大きく、形も複雑であることから、鑄造歩留りが低く、そのため高価な製品になってしまうという課題があった。

20

【0012】

そこで本発明者らは、各合金添加元素のバランスをとり、特に普通鑄造用の合金として、従来材より高温強度、耐食性及び耐酸化性等の各特性のバランスが改善された合金を検討した。以下、本発明のNi基合金に含まれる各成分の働き、及び好ましい組成範囲について説明する。

【0013】

Cr：13.1～16.0質量%

Crは、合金の高温における耐食性を改善するのに有効な元素であり、特に溶融塩腐食に対する耐食性を向上させるためには、Cr含有量を増加させるほど効果は大きくなる。そして、その効果が顕著に現れるのは13.1質量%を超えてからである。しかし、本発明の合金では、Ti、W、Ta等が多く添加されているため、Cr量が多くなり過ぎると、脆いTCP相が析出して高温強度が低下する。そのため、他の合金元素とのバランスをとって、その上限を16.0質量%とすることが望ましい。この組成範囲において、高強度と高耐食性が得られる。好ましくは13.1～14.3質量%の範囲であり、より好ましくは13.7～14.1質量%の範囲である。

30

【0014】

Co：11.1～20.0質量%

Coは、 γ' 相（NiとAlの金属間化合物 Ni_3Al ）の固溶温度を低下させて溶体化処理を容易にするほか、 γ 相を固溶強化すると共に高温耐食性を向上させ、さらに積層欠陥エネルギーを小さくすることで室温延性を良好にする効果を有する。そして、そのような効果が現れるのは、Coの含有量が11.1質量%以上である。一方で、Coの含有量が増えるにつれて γ' 相の固溶温度は徐々に低下し、それに伴って γ' 相の析出量も減少し、クリープ強度が低下してしまうため、20.0質量%以下にする必要がある。

40

【0015】

特に、本発明の組成範囲において、Coによる固溶強化の効果が大きい中温度領域のクリープ強度と室温延性を重視する場合、11.1～18.0質量%の範囲とすることが好ましく、より好ましくは14.1～17.0質量%の範囲である。

【0016】

50

W : 4 . 0 0 ~ 5 . 5 0 質量 %

W は、マトリックスである γ 相と析出相である γ' 相に固溶し、固溶強化によってクリープ強度を高める効果がある。そして、このような効果を十分に得るためには 4 . 0 0 質量 % 以上の含有量が必要である。しかし、W は比重が大きく、合金の密度を増大させると共に、合金の高温における耐食性を低下させる。さらに、本発明の合金のように Ti と Cr の添加量の多い合金では、5 . 5 0 質量 % を超えると針状の α - W が析出し、クリープ強度、高温耐食性及び靱性を低下させるため、その上限は 5 . 5 0 質量 % にすることが望ましい。また、高温における強度、耐食性及び高温での組織安定性のバランスを考慮した場合、好ましくは 4 . 5 5 ~ 4 . 9 0 質量 % の範囲であり、より好ましくは 4 . 5 5 ~ 4 . 8 5 質量 % の範囲である。

10

【 0 0 1 7 】

Ta : 2 . 5 0 ~ 3 . 5 0 質量 %

Ta は、 γ' 相に $[Ni_3 (Al, Ta)]$ の形で固溶し、固溶強化によってクリープ強度を向上させる効果がある元素である。この効果を十分に発現させるためには、2 . 5 0 質量 % 以上の含有量が必要である。また、3 . 5 0 質量 % を超えると過飽和になって針状の δ 相 $[Ni, Ta]$ が析出し、クリープ強度を低下させることになる。したがって、その上限を 3 . 5 0 質量 % とする必要がある。この組成範囲において、高温における強度と組織安定性のバランスを考慮した場合、好ましくは 2 . 7 0 ~ 3 . 3 0 質量 % の範囲、より好ましくは 2 . 9 0 ~ 3 . 2 0 質量 % の範囲である。

20

【 0 0 1 8 】

Mo : 0 . 1 0 ~ 1 . 2 0 質量 %

Mo は、W と同様の効果を有するため、必要に応じて W の一部と代替することが可能である。また、 γ' 相の固溶温度を上げるため、W と同様にクリープ強度を向上させる効果がある。そして、このような効果を得るためには 0 . 1 0 質量 % 以上の含有量が必要であり、Mo の含有量が増えるにつれてクリープ強度も向上する。また、Mo は W に比べて比重が小さいため合金の軽量化を図ることができる。

【 0 0 1 9 】

一方、Mo は合金の耐酸化特性及び耐食性を低下させる。特に、Mo の含有量が増えるにつれて耐酸化特性が大幅に悪くなることから、その上限を 1 . 2 0 質量 % とする必要がある。また、クリープ強度を従来合金とほぼ同等とし、耐食性や高温での耐酸化特性を重視する場合は、本発明の組成範囲において、好ましくは 0 . 1 0 ~ 1 . 1 0 質量 % の範囲であり、より好ましくは 0 . 7 0 ~ 1 . 0 0 質量 % の範囲である。

30

【 0 0 2 0 】

Ti : 4 . 5 5 ~ 6 . 0 0 質量 %

Ti は、Ta と同様に γ' 相に $[Ni_3 (Al, Ta, Ti)]$ の形で固溶するが、固溶強化の点では Ta ほどの効果はない。むしろ、Ti は合金の高温における耐食性を著しく改善する効果がある。溶融塩腐食に対する耐食性に顕著な効果を得るためには、4 . 5 5 質量 % 以上の含有量が必要である。しかし、6 . 0 0 質量 % を超えて添加すると、耐酸化特性が著しく劣化し、さらに脆化相の η 相が析出してくる。また、 γ' 相の形成元素である Ti の添加量と共に γ' 相の析出量も増加する。このため、その上限を 6 . 0 0 質量 % とする必要がある。本発明の合金のように Cr を 1 3 . 1 ~ 1 6 . 0 質量 % 含む合金において、高温における強度と耐食性、耐酸化特性のバランスを考慮した場合、好ましくは 4 . 6 5 ~ 5 . 5 0 質量 % の範囲であり、より好ましくは 4 . 7 0 ~ 5 . 1 0 質量 % の範囲である。

40

【 0 0 2 1 】

Al : 2 . 3 0 ~ 3 . 3 0 質量 %

Al は、析出強化相である γ' 相 $[Ni_3 Al]$ の主構成元素であり、これによりクリープ強度が向上する。また、高温耐酸化特性の向上にも大きく寄与する。それらの効果を十分に得るためには、2 . 3 0 質量 % 以上の含有量が必要である。本発明の合金では Cr、Ti、及び Ta の含有量が高いことから、3 . 3 0 質量 % を超えると、 γ' 相 $[Ni_3$

50

(Al, Ta, Ti)] が過大に析出し、かえって強度を低下させると共に、Cr と複合酸化物を形成し、耐食性を低下させることから、2.30 ~ 3.30 質量% の範囲とすることが望ましい。この組成範囲において、高温における強度と耐酸化特性、耐食性のバランスを考慮した場合、好ましくは2.60 ~ 3.30 質量% の範囲であり、より好ましくは3.00 ~ 3.20 質量% の範囲である。

【0022】

Nb : 0.10 ~ 0.90 質量%

Nb は、Ti と同様に γ' 相に $[\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Nb}, \text{Ti})]$ の形で固溶し、固溶強化としてはTi より効果が大きい。また、Ti ほどの著しい効果は無いが、高温における耐食性を改善する効果がある。添加による高温での固溶強化の効果が現れるためには、0.10 質量% 以上の含有量が必要である。しかし、本発明の合金のようにTi 量の多い合金では、0.90 質量% を超えると、脆化相の η 相が析出し、強度を著しく低下させることから、その上限を0.90 質量% とすることが望ましい。高温における強度と耐食性、耐酸化特性のバランスを考慮した場合、好ましくは0.10 ~ 0.65 質量% の範囲であり、より好ましくは0.25 ~ 0.45 質量% の範囲である。

【0023】

C : 0.05 ~ 0.20 質量%

C は、結晶粒界に偏析し、結晶粒界の強度を向上させると共に、一部は炭化物 (TiC 、 TaC 等) を形成し塊状に析出する。結晶粒界に偏析し、粒界強度を上げるには、0.05 質量% 以上の添加が必要であるが、0.20 質量% を超えて添加すると過剰の炭化物を形成し、高温でのクリープ強度や延性を低下させ、耐食性も低下させるので、上限を0.20 質量% とする必要がある。この組成範囲において、強度、延性及び耐食性のバランスを考慮した場合、好ましくは0.10 ~ 0.18 質量% の範囲であり、より好ましくは0.12 ~ 0.17 質量% の範囲である。

【0024】

B : 0.005 ~ 0.02 質量%

B は、結晶粒界に偏析し、結晶粒界の強度を向上させると共に、一部は硼化物 $[(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Ti}, \text{Mo})_3\text{B}_2]$ を形成し、合金の粒界に析出する。結晶粒界に偏析し粒界強度を上げるには、0.005 質量% 以上の添加が必要であるが、この硼化物は、合金の融点に比べて低融点であるため、合金の溶融温度を著しく低下させ、溶体化熱処理を困難にすることから、上限を0.02 質量% とすることが望ましい。この組成範囲において、強度及び溶体化熱処理性のバランスを考慮した場合、好ましくは0.01 ~ 0.02 質量% の範囲である。

【0025】

Hf : 0 ~ 2.00 質量%、Re : 0 ~ 0.50 質量%、Zr : 0 ~ 0.05 質量%

Hf、Re 及びZr は、結晶粒界に偏析して結晶粒界の強度を若干向上させる。しかし、大部分はニッケルとの金属間化合物すなわち Ni_3Zr 等を結晶粒界に形成する。この金属間化合物は合金の延性を低下させ、また低融点であるため、合金の溶融温度が低下し、溶体化処理温度範囲が狭くなる等、有効な作用が少ない。したがって、その上限はそれぞれ2.00 質量%、0.50 質量%、及び0.05 質量% とした。好ましくは、Hf が0 ~ 0.10 質量%、Re が0 ~ 0.10 質量%、Zr が0 ~ 0.03 質量% である。

【0026】

O : 0 ~ 0.005 質量%、N : 0 ~ 0.005 質量%

酸素と窒素は不純物であり、いずれも合金原料から持ち込まれることが多く、O はるつばから入り、合金中には酸化物 (Al_2O_3) や窒化物 (TiN あるいは AlN) として塊状に存在する。鋳物中にこれらが存在すると、クリープ変形中のクラックの起点となり、クリープ破断寿命を低下させたり、疲労亀裂発生の起点となって疲労寿命が低下したりする。特に酸素は、鋳物表面に酸化物として現れることで、鋳物の表面欠陥となり、鋳造品の歩留まりを低下させる原因となる。そのため、これら元素の含有量は少ないほど良いが、実際のインゴットを製造する場合に、無酸素、無窒素にはできないことから、特性

10

20

30

40

50

を大きく劣化させない範囲として、両元素はいずれも 0.005 質量%以下であることが望ましい。

【0027】

上記の各成分と、不可避不純物及び残部の Ni よりなる Ni 基合金は、高温強度、耐酸化特性及び耐食性特性のバランスが改善された合金である。

【実施例】

【0028】

以下に、本実施例で試験に供した Ni 基合金を示す。Ni 基合金の組成（質量%）を表 1 に示す。試験片は、マスターインゴットと秤量した合金元素とをアルミナ坩堝で溶解し、厚さ 14 mm の平板に鑄造した。鑄型加熱温度は 1373 K、鑄込み温度は 1713 K、鑄型はアルミナ質のセラミック鑄型を用いた。鑄造後、試験片には、表 2 に示す溶体化熱処理及び時効熱処理を行った。合金組成を均一化するために 1480 K で 2 h 溶体化熱処理を行った。溶体化熱処理後は空冷とし、これに続く時効熱処理の条件は、全ての合金で 1366 K / 4 時間 / 空冷 + 1340 K / 4 時間 / 空冷 + 1116 K / 16 時間 / 空冷とした。その後、試験片加工を行い、クリープ破断試験、腐食、酸化及び引張り試験を実施した。

10

【0029】

熱処理した試験片から、機械加工により、平行部直径 6.0 mm、平行部長さ 30 mm のクリープ試験片と、長さ 25 mm、幅 10 mm、厚さ 1.5 mm の高温酸化試験片、及び 15 mm × 15 mm × 15 mm の立方体形状の高温腐食試験片を切り出すと共に、走査型電子顕微鏡でミクロ組織を調査し、合金の組織安定性を評価した。

20

【0030】

表 3 に、合金試験片に対して行った特性評価試験の条件を示す。クリープ破断試験は、1123 K - 314 MPa の条件で行った。高温酸化試験は、1373 K - 20 時間保持の酸化試験を 10 回繰返し、それぞれ質量の変化を測定した。また、高温腐食試験は、1123 K の熔融塩（組成は、 Na_2SO_4 : 75%、 NaCl : 25%）中に 25 時間浸漬する試験を 4 回（計 100 時間）行い、質量変化を測定した。

【0031】

【 表 1 】

項目	合金 番号	Cr	Co	Ti	Al	Mo	W	Ta	Nb	Hf	Re	P	Zr	S	C	B	O	N	Ni
実施例	A1	13.81	13.1	4.85	3.12	1.02	5.02	3.02	0.81	0.04	0.003	0.002	0.01	0.003	0.165	0.015	0.001	0.002	55.009
	A2	13.74	14.0	4.92	3.25	0.95	4.63	3.1	0.45	0.02	0.004	0.001	0.02	0.001	0.158	0.015	0.001	0.001	54.739
	A3	13.82	16.59	4.95	3.09	0.92	4.61	2.92	0.36	0.03	0.007	0.002	0.01	0.005	0.162	0.015	0.002	0.001	52.506
	A4	13.95	17.79	5.01	3.15	0.89	4.75	3.15	0.35	0.04	0.004	0.004	0.02	0.001	0.134	0.015	0.001	0.002	50.74
	A5	13.68	16.25	4.89	2.89	0.96	4.69	2.98	0.41	0.01	0.009	0.003	0.03	0.003	0.154	0.015	0.001	0.001	53.023
既存 合金	B1	14.01	9.52	4.85	3.07	4.13	4.14	0	0	0	0.005	0.004	0.04	0.002	0.17	0.015	0.001	0.003	60.04
	B2	15.96	8.36	4.79	3.32	1.76	2.63	1.74	0.87	0.03	0.006	0.003	0.01	0.005	0.11	0.01	0.002	0.002	60.392

【表 2】

項目	合金 番号	溶体化条件	時効条件		
			第一段時効	第二段時効	第三段時効
実施例	A1-A5	1480K/2h AC	1366K/4h AC	1340K/4h AC	1116K/16h AC
既存合金	B1	1480K/2h AC	1366K/4h AC	1325K/4h AC	1116K/16h AC
	B2	-	1395K/2h AC	1116K/24h AC	-

【 0 0 3 3 】

10

【表 3】

評価試験	試験内容
クリープ破断試験	試験温度及び応力 1123K-314MPa
酸化試験	大気中20h繰返し酸化試験 1373K-200h
耐食性試験	溶融塩中浸漬試験1123K NaSO ₄ (75%)+NaCl(25%) 25h×4回

20

【 0 0 3 4 】

表 4、図 1、図 2 及び図 3 に、各合金の特性評価試験結果を示す。表 4 は結果の一覧であり、図 1 は 1 1 2 3 K - 3 1 4 M P a でのクリープ破断時間、図 2 は高温酸化試験での酸化減量、図 3 は溶融塩浸漬腐食試験での腐食減量の測定結果を示すグラフである。

【 0 0 3 5 】

【表 4】

項目	合金 番号	クリープ破断時間 1123K-314MPa(h)	酸化量 (mg/cm ²)	腐食量 (mg/cm ²)
実施例	A1	412	-28.03	-121.59
	A2	404	-24.83	-118.45
	A3	389	-23.77	-115.55
	A4	381	-22.15	-119.70
	A5	391	-24.80	-112.00
既存合金	B1	408	-82.72	-132.39
	B2	182	-5.65	-107.82

30

40

【 0 0 3 6 】

表 4 に示す結果から明らかなように、本実施例の合金 A 1 ~ A 5 では、既存合金 B 1 (R e n e 8 0) と比較すると、ほぼ同じクリープ破断強度を有し、酸化減量が大幅に改善され、耐食性も改善されていることが分かる。特に耐酸化性の向上が著しい。本実施例の合金では、従来材 B 1 に対して、M o 量を大幅に少なくして、耐酸化性の向上を図っている。別の既存合金 B 2 (I N 7 3 8 L C) と比較すると、耐酸化性、耐食性は少し低下しているが、クリープ破断時間は約 2 倍以上になっている。本実施例の合金では、B 2 に対して、W、T a の添加量を多くすることで高温でのクリープ強度向上を図っている。

50

【 0 0 3 7 】

すなわち、本発明により、クリープ破断寿命をほぼ犠牲にすることなく、高温での耐食性、耐酸化特性を著しく向上することができ、クリープ強度、耐酸化特性、耐食性のバランスがとれた優れた合金が得られることが認められた。

【 0 0 3 8 】

以上の実施例においては、普通鑄造材としての効果を説明した。さらに本発明の合金を一方向凝固させた一方向凝固翼として使用することも非常に有効である。一方向凝固させることにより、耐食性、耐酸化特性を維持しながら、クリープ破断強度を大幅に向上できることは周知の事実である。特に、本発明の合金は結晶粒界強化に効果のあるC、Bを含み、さらに必要に応じて、鑄造時の結晶粒界割れの抑制に効果のあるHfを添加することが可能であることから、一方向凝固材として使用するに当たっても適した合金組成となっている。

10

【 0 0 3 9 】

以上述べたように、本発明によれば、優れた高温クリープ強度と耐食性及び耐酸化性を併せ持つ、普通鑄造可能なNi基超合金を得ることができる。このため、産業用ガスタービンのタービン動・静翼を形成するのに好適である。

【 0 0 4 0 】

なお、本発明は上記した実施例に限定されるものではなく、様々な変形例が含まれる。例えば、ある実施例の構成の一部を他の実施例の構成に置き換えることが可能であり、さらに、ある実施例の構成に他の実施例の構成を加えたり、各実施例の構成の一部について、他の構成の追加・削除・置換をすることが可能である。

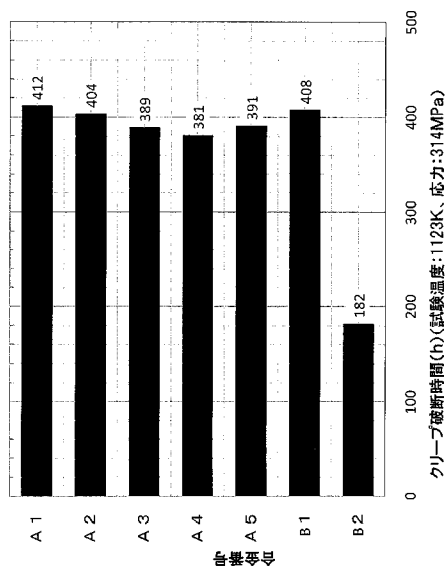
20

【 符号の説明 】

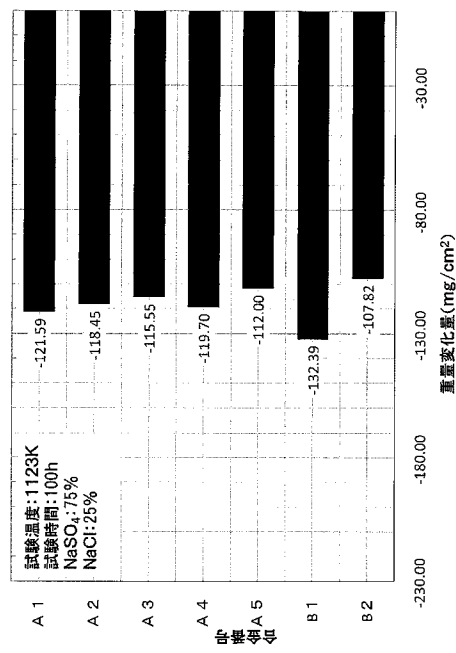
【 0 0 4 1 】

- 1 タービン動翼
- 10 翼部
- 11 シャンク部
- 12 ルート部（ダブティル部）
- 13 プラットホーム部
- 14 ラジアルフィン

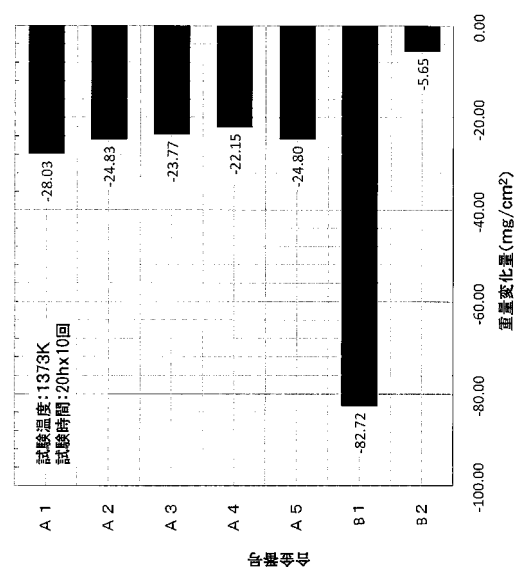
【図 1】



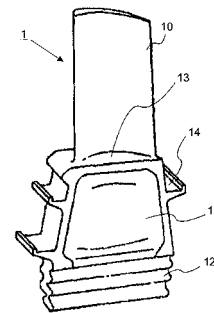
【図 3】



【図 2】



【図 4】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.			F I			テーマコード (参考)		
C 2 2 F	1/10	(2006.01)	C 2 2 F	1/10	H			
C 2 2 F	1/00	(2006.01)	C 2 2 F	1/00	6 0 2			
			C 2 2 F	1/00	6 1 1			
			C 2 2 F	1/00	6 4 0 A			
			C 2 2 F	1/00	6 4 0 B			
			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 1			
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 B			
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 C			
			C 2 2 F	1/00	6 9 2 Z			
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 Z			