

(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2006-283186

(P2006-283186A)

(43) 公開日 平成18年10月19日(2006.10.19)

(51) Int. Cl.

F 1

テーマコード（参考）

C22C 19/03 (2006.01)
B22F 3/02 (2006.01)
C22F 1/10 (2006.01)
F02C 7/00 (2006.01)
F01D 5/28 (2006.01)

C 2 2 C 19/03
B 2 2 F 3/02
C 2 2 F 1/10
F O 2 C 7/00
F O 1 D 5/28

H 3GO02
P 3HO33
H 4KO18
C

審査請求 有 請求項の数 29 O.L. (全 13 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2006-19930 (P2006-19930)
(22) 出願日 平成18年1月30日 (2006. 1. 30)
(31) 優先権主張番号 11/095, 092
(32) 優先日 平成17年3月30日 (2005. 3. 30)
(33) 優先権主張国 米国 (US)

(71) 出願人 590005449
ユナイテッド テクノロジーズ コーポレーション
UNITED TECHNOLOGIES CORPORATION
アメリカ合衆国, コネチカット 06101
1, ハートフォード, ユナイテッド テクノロジーズ ビルディング
(74) 代理人 100096459
弁理士 橋本 剛
(74) 代理人 100092613
弁理士 富岡 澄
(72) 発明者 ポール エル. レノルズ
アメリカ合衆国, コネチカット, トーランド, ウィリアムズ ウェイ 55

(54) 【発明の名称】 超合金組成物、物品及び製造方法

(57) 【要約】

【課題】ガスタービン・エンジンのタービンディスクなどに適用可能な、高温における機械特性が改善された二ッケル基超合金の新規な組成を提供する。

【解決手段】最大含有量であるニッケルと、少なくとも 16.0% のコバルトと、少なくとも 6.0% のタンタルの組み合わせを重量% で含む物質の組成。該組成は、タービンエンジンのタービンディスクを形成するための粉末冶金製造法に使用可能である。

【選択図】図3

元素	组成(注記する場合を除いて重量百分率)			NE3	NE1.6	公称含有量
	公称含有量	公称最小	公称最大			
Al	3.14	3.0	3.5	3.19	3.6	3.4
B	0.03	0.02	0.06	0.053	0.03	0.025
C	0.03	0.02	0.05	0.047	0.03	0.05
Co	19.05	18.80	21.10	19.16	18.0	20.6
Cr	8.5	8.5	11.0	10.31	10.5	13.0
Cu			0.005	<0.05		
Fe	0.40		0.1	0.02		
Hf						
Mn						
Mo	2.79	2.5	3.4	2.93	2.9	3.8
Nb	1.55	0.8	2.0	1.62	2.0	0.9
S				0.00003		
Si						
Ta	7.28	6.5	8.5	7.26	7.5	2.4
Tl	2.17	2.0	2.5	2.25	3.6	3.7
W	2.02	2.0	2.5	2.65	3.0	2.1
Zr	0.05	0.03	0.07	0.057	0.05	0.05
O, (ppm)						
N, (ppm)						
Ni	パラシス			100	10	パラシス

【特許請求の範囲】**【請求項 1】**

最大含有量であるニッケルと、
少なくとも 16.0% のコバルトと、
少なくとも 6.0% のタンタル、
の組み合わせを重量%で含んでなることを特徴とする、物質の組成。

【請求項 2】

前記ニッケルの含有量が少なくとも 50% であることを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 3】

前記ニッケルの含有量が 44 から 56% であることを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 4】

前記ニッケルの含有量が 48 から 52% であることを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 5】

アルミニウム含有量に対するタンタル含有量の比が少なくとも 0.57 である、アルミニウム含有量とタンタル含有量をさらに含んでなることを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 6】

前記タンタル、アルミニウム、チタン及びニオブを組み合わせた含有量が少なくとも 12.3% である、アルミニウム、チタン及びニオブをさらに含んでなることを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 7】

少なくとも 6.0% のクロムをさらに含んでなることを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 8】

少なくとも 2.5% のアルミニウムと、
全部のそれぞれが 4.0% を超えない、追加成分を含んでなることを特徴とする、請求項 7 記載の組成。

【請求項 9】

少なくとも 5.8% の、アルミニウム、チタン、ニオブ及びハフニウムのいずれか 1 つ又はより多くの組み合わせをさらに含んでなることを特徴とする、請求項 7 記載の組成。

【請求項 10】

少なくとも 6.5% のアルミニウム、チタン、ニオブ及びハフニウムのいずれか 1 つ又はより多くの組み合わせをさらに含んでなることを特徴とする、請求項 7 記載の組成。

【請求項 11】

少なくとも 2.5% のアルミニウムをさらに含むことを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 12】

少なくとも 1.5% のチタンをさらに含むことを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 13】

少なくとも 1.5% のチタンをさらに含むことを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 14】

少なくとも 1.5% のタングステンをさらに含むことを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 15】

少なくとも 0.5% のニオブをさらに含むことを特徴とする、請求項 1 記載の組成。

【請求項 16】

前記物質が粉末形態であることを特徴とする、請求項 1 の組成。

10

20

30

40

50

【請求項 17】

請求項 1 の組成を有する粉末を圧縮することと、
圧縮された粉末から形成される前駆体を鍛造することと、
鍛造された前駆体を機械加工すること、
を含むことを特徴とする、物品の製造方法。

【請求項 18】

前記機械加工する前後の少なくともいずれか一方において 1,232 (2,250 °F) を超えない温度で加熱することにより前記前駆体を加熱処理することをさらに含むことを特徴とする、請求項 17 記載の方法。

【請求項 19】

固有の粒度を、約 10 μm 以下である第 1 の粒度から 20 から 120 μm である第 2 の粒度まで増大させる効果を有する加熱処理によって、前記前駆体を加熱処理することをさらに含むことを特徴とする、請求項 17 記載の方法。

【請求項 20】

請求項 1 の組成を有する、ガスタービン・エンジンのタービン又は圧縮機ディスク。

【請求項 21】

最大含有量であるニッケルと、
少なくとも 20.0 % のコバルトとクロムの組み合わせと、
少なくとも 6.0 % のタンタル、
の組み合わせを重量 % で含んでなることを特徴とする、物質の組成。

【請求項 22】

少なくとも 5.8 % の、アルミニウム、チタン、ニオブ及びハフニウムのいずれか 1 つ又はより多くの組み合わせをさらに含むことを特徴とする、請求項 21 記載の組成。

【請求項 23】

請求項 21 の組成を有する粉末を圧縮することと、
圧縮された粉末から形成される前駆体を鍛造することと、
鍛造された前駆体を機械加工すること、
を含むことを特徴とする、物品の製造方法。

【請求項 24】

約 18.0 % から約 21.0 % のコバルトと、
約 8.5 % から約 11.0 % のクロムと、
約 6.5 % から約 8.5 % のタンタルと、
約 2.2 % から約 2.75 % のタンゲステンと、
約 2.5 % から約 3.4 % のモリブデンと、
約 0.03 % から約 0.7 % のジルコニウムと、
約 0.8 % から約 2.0 % のニオブと、
約 2.0 % から約 2.75 % のチタンと、
約 3.0 % から約 3.5 % のアルミニウムと、
約 0.02 % から約 0.07 % の炭素と、
約 0.02 % から約 0.06 % のホウ素と、
残余のニッケル並びにごく微量の不純物、

の組み合わせを重量 % で含むことを特徴とする、物質の組成。

【請求項 25】

前記物質の組成が、タービンディスクを形成するのに使用されることを特徴とする、請求項 24 記載の組成。

【請求項 26】

最大含有量であるニッケルと、
少なくとも 16.0 % のコバルトと、
少なくとも 6.0 % のタンタル、
の組み合わせを重量 % で含んでなることを特徴とする、ガスタービン・エンジンのディス

10

20

30

40

50

ク又はディスク基体。

【請求項 27】

最大含有量であるニッケルと、
少なくとも 16.0% のコバルトと、
少なくとも 26.0% のコバルトとクロムの組み合わせと、
少なくとも 3.0% のタンタル、

の組み合わせを重量 % で含んでなることを特徴とする、物質の組成。

【請求項 28】

請求項 27 の組成を有することを特徴とする、ガスタービン・エンジンのタービン又は圧縮機ディスク。

10

【請求項 29】

前記ガスタービン・エンジンのタービン又は圧縮機ディスクが、ブレードがディスク本体と一体的に形成された、一体的なブレードを有するディスクであるか、又は、円周状に配列されたブレード取付け部品を有するディスクであるか、いずれか一方であることを特徴とする、請求項 28 記載のガスタービン・エンジンのタービン又は圧縮機ディスク。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

米国政府の権利

本発明は、米国海軍航空隊 (Naval Air System Command) の発注による契約番号第 N 00421-02-3-3111 に基づいて、米国政府がなしたものである。従って、本発明に関して米国政府は明白な権利を有するものである。

20

【0002】

本発明は、ニッケル基超合金に関する。より詳細には、本発明は、タービンディスク及び圧縮機ディスクなどの、耐熱性のガスタービン・エンジン構成部品に使用される超合金に関する。

【背景技術】

【0003】

ガスタービン・エンジンの燃焼器セクション、タービンセクション、並びに排気セクションは、圧縮機セクションの後方部分と同様に、極端な加熱にさらされる。この加熱により、これらセクションの構成部品に対して、実質的な材料制限が課される。特に重要な領域の 1 つが、ブレードを支持するタービンディスクを含む。ディスクは、エンジンの運転の間の重要な有効期間中、極めて大きな機械的応力を受けるだけでなく、熱応力にもさらされる。

30

【0004】

タービンディスクの使用要求に応えるべく、新種の（実験的な）材料が開発された。米国特許第 6,521,175 号は、タービンディスクの粉末冶金製造のための改良型ニッケル基超合金を開示している。米国特許第 6,521,175 号特許の開示は、参照として開示された通りそのまま丸ごと本開示に組み入れられる。米国特許第 6,521,175 号特許は、短時間エンジンサイクルに最適化されたディスク合金を開示しており、サイクル中、ディスクの温度は約 1,500 °F (約 816 °C) 近くに達する。米国特許第 5,104,614 号、米国特許出願第 2004 年 221,927 号、欧州特許第 1,201,777 号、及び欧州特許第 1,195,446 号には、その他のディスク合金が開示されている。

40

【0005】

それらとは別に、タービンブレードの使用要求に応えるためのその他の材料が提案されている。ブレードは通常鋳造されるため、中には複雑な内部特性を有するものがある。米国特許第 3,061,426 号、第 4,209,348 号、4,569,824 号、4,719,080 号、5,270,123 号、6,355,117 号、及び 6,706,241 号には、多種多様なブレード合金が開示されている。

50

【特許文献 1】米国特許第 5,104,614 号明細書

【特許文献 2】米国特許出願第 2004 年 221,927 号明細書

【特許文献 3】欧州特許第 1,201,777 号明細書

【特許文献 4】欧州特許第 1,195,446 号明細書

【特許文献 5】米国特許第 3,061,426 号明細書

【特許文献 6】米国特許第 4,209,348 号明細書

【特許文献 7】米国特許第 4,569,824 号明細書

【特許文献 8】米国特許第 4,719,080 号明細書

【特許文献 9】米国特許第 5,270,123 号明細書

【特許文献 10】米国特許第 6,355,117 号明細書

【特許文献 11】米国特許第 6,706,241 号明細書

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明の第 1 の態様は、比較的高濃度の 1 つ又はより多数の成分と共に存する比較的高濃度のタンタルを有する、ニッケルベースの組成を有する物質に関する。

【課題を解決するための手段】

【0007】

様々な実施において、本発明の合金は粉末冶金法により、タービンディスクを作製するのに使用することができる。1 つ又はより多くのその他の構成部品には、コバルトが含まれ得る。1 つ又はより多くの構成部品は、ガンマプライム(γ)形成物及び/又はイータ(ε)形成物の組み合わせを含んでもよい。

【0008】

本発明の 1 つ又はより多くの実施態様の詳細を、以下の図面と詳細な説明において説明する。本発明のその他の特徴、目的並びに利点は、その詳細な説明と図面、及び特許請求の範囲の記載から明らかとなるであろう。

【発明を実施するための最良の形態】

【0009】

異なる図面における同様の符号並びに名称は、同様の構成要素を示す。

【0010】

図 1 は、ディスク 22 と複数のブレード 24 を備える、ガスタービン・エンジンのディスクアッセンブリ 20 を示している。ディスクは、概ね環状であり、中央のアーチチャにおける内側のボア、即ちハブ 26 から外側のリム 28 まで延在する。比較的薄いウェブ 30 は、ボア 26 とリム 28 の間で径方向に存在する。リム 28 の外周は、ブレード 24 の相補的な部品 (feature) 34 に係合する、周方向に配列する係合部品 32 (例えば、ダブテール・スロット) を有する。他の実施態様において、ディスクとブレードは、(例えば、「一体的なブレードを備える」ロータ又はディスクと称される) 単一の構造であつてよい。

【0011】

ディスク 22 は、(例えば、米国特許第 6,521,175 号明細書に開示されるような) 粉末冶金鍛造法で作製するのが好ましい。図 2 は、代表的な製造工程を示している。合金の元素成分は、(例えば、精製された純度を有する個々の成分として、あるいはそれらの合金として) 混合される。混合物は、成分偏析しないよう十分に溶融される。霧化された液滴は、固体化して粉末粒子になるよう冷却される。粉末は、許容される粉末粒子径の範囲に限定するためにふるいにかけてよい。粉末は容器内に入れられる。粉末入り容器は、圧縮と加熱を含む多段階工程で固結化される。従つて、得られた固化粉末は、大型の鋳造では通常見られる化学的な偏析を有することなく、本質的に十分な合金密度を有する。固結した未加工の粉末は、適当な温度と変形制限で鍛造し、基本となるディスク形状を有する鍛造品を得ることができる。次いで、鍛造品は、高温加熱後、急速冷却プロセス、即ち、焼き入れを含む多段階工程において加熱処理される。好ましくは、加熱処理は、

10

20

30

40

50

固有のガンマ()結晶粒度を、代表的な $10\text{ }\mu\text{m}$ 又はそれ以下のものから、代表的な $20\sim120\text{ }\mu\text{m}$ ($30\sim60\text{ }\mu\text{m}$ の範囲内のものが好ましい)へ増大させる。加熱処理の焼き入れにより、所望の粒子分布、並びに所望の体積百分率を有する、強化された析出物(例えば、以下でより詳細に説明するガンマプライム(')相及びイータ()相)も又、形成される。後続の加熱処理は、製造した鍛造品に必須の機械特性をもたらすよう、これらの分布を改善するのに用いられる。増大した粒度は、良好な耐高温クリープ性、並びに製造した鍛造品の修理点検中のクラック率の減少に結びつく。加熱処理した鍛造品は、次いで、最終的な輪郭形状及びスロットの機械加工に供される。

【0012】

典型的な最新のディスク合金組成物が、0~3重量%のタンタル(Ta)を含むのに対して、本発明の合金はより多くのタンタルを含む。このTa量は、ディスク合金としては独特であると考えられる。より具体的には、比較的高いレベル(量)の別の'相'形成物(即ち、アルミニウム(Al)、チタン(Ti)、ニオブ(Nb)、タンゲステン(W)及びハフニウム(Hf)のいずれか1つ又はそれらの組み合わせ)と組み合わせた3%を超える量のTaと、比較的高濃度のコバルト(Co)は独自のものであると考えられる。Taは、'相'に対する固溶体強化添加剤として機能する。比較的大きなTa原子の存在により、'相'だけでなく'相'における拡散が大部分低減される。これにより、高温クリープを低減することが可能となる。以下の実施例に連してより詳細に説明するが、本発明の合金中の6%を超えるTa量は又、'相'の形成を促進し、'相'の粒度と比較してかなり小さい粒度を有するものであることを確実にする。従って、析出物は、'相'析出相によって得られる強化メカニズムと同様に、析出硬化において役に立つであろう。

【0013】

本発明の合金を、最新のブレード合金と比較することも又価値がある。比較的多くのTa含有量は、最新のブレード合金と共通している。本発明の合金と最新の合金とではいくつかの点で組成が異なる。ブレード合金は、非常に大型の多結晶及び/又は単一の粒子(単結晶としても又周知)を形成する能力によって、その耐熱性能が増強されるため、通常、鋳造技術によって製造される。そのようなブレード合金を粉末冶金用途に利用することは、非常に大きい粒度の形成並びに高温加熱処理の必要条件によってその能力を弱めることになる。結果的な冷却率は、(特に、より大きな部品に対して)焼き入れの際の著しいクラック(亀裂)及び引き裂きを生じさせ得る。他の相違において、本発明の代表的な合金と比べて、それらブレード合金は低いコバルト(Co)含有量を有する。概して、Ta高濃度の最新ブレード合金に対して、本発明の代表的な合金は、Al、Co、Cr、Hf、Mo、Nb、Ti及びWの内の1つ以上を含むその他いくつかの元素を調整することによってディスク製造で利用するのに合わせて設計されている。しかしながら、本発明の合金は、ブレード、ベーン、及びその他のディスク部材への使用可能性を排除することはできない。

【0014】

従って、高温耐熱特性を(例えば、 $1,200\sim1,500\text{ }^{\circ}\text{F}$ ($649\sim816\text{ }^{\circ}\text{C}$)又はより高温の温度で使用できるよう)改善して、高Ta含有量のディスク合金を最適化できる可能性がある。メートル法単位と英國式単位の両方が与えられている場合は、英國式(例えば、英國式測定法)からメートル法へ換算されたものであり、これらを、正確な量・温度等を誤って示しているものとみなすべきではない。

【実施例】

【0015】

以下の図3の表Iは、1つの代表的な合金、又は、1群の合金の個々の成分(仕様)を示している。公称組成及び公称範囲は、元素変化の感度に基づいて(例えば、状態図から)導き出されたものである。この表は又、試験サンプルの測定組成も示している。表は又、従来の合金である、NF3とME16(例として、それぞれ、米国特許第6,521,175号、欧州特許第1,195,446号に開示されている)の公称組成も示している。注記する場合を除いて、全ての含有量は重量、即ち、重量百分率である。

10

20

30

40

50

【0016】

最も基本的な形成物 (form) は Ni_3Ti である。最新のディスク合金並びにブレード合金においては、 Ti に対する Al の重量比が 1 又はそれ以下のときに γ が形成されると、通常考えられている。代表的な合金では、この比は 1 よりも大きい。これは、相の組成分析により、 Ta が、 $Ni_3(Ti, Ta)$ として、相の形成に大きく貢献していることが示されている。そのため、(Al と T との関係よりも、影響の大きい) 別の相関関係の方が、より適切であろう。標準的な分配率 (standard partition coefficient) を利用することにより、通常、 Al で占められている原子部位と置き換える元素の (原子百分率による) 全てのモル分率を概算することができる。これらの元素には、 Hf 、 Mo 、 Nb 、 Ta 、 Ti 、 V 、 W 、並びにより狭い領域の場合には Cr が含まれる。これら元素は、 γ 相に対して、固溶体強化剤として作用する。 γ 相が有する、そのようなその他の原子が多すぎると、 Ti の含有量が大きすぎる場合に、 γ などの相が形成されやすくなる。そのため、形成の予測的なアセスメントとして、 Al のその他の元素の合計量に対する比を検討することが有益である。例えば、 γ 中の Al 部位を境界するその他の原子の合計に対する Al 原子のモル比が約 0.79 ~ 0.81 あるいはそれ以下の場合は、 γ が形成されることは明らかである。このことは、高レベルの Ta と組み合わせた際に特に顕著である。公称では、 $NF3$ の場合、この比率は 0.84 であり、 Ti に対する Al の重量百分率は 1.0 である。 $NF3$ の試験サンプルに関しては、これらはそれぞれ 0.82 と 0.968 であると観察された。相は、通常知識の Ti に対する Al の比では、 $NF3$ に存在すると予測されたが、観察されなかった。 $ME16$ も、類似の公称値、0.84 と 0.98 をそれぞれ有し、その Ti に対する Al の比で存在すると予測された γ 相を呈していない。

【0017】

の形成とその品質は、 Ti 並びに Ta 含有量に特に感応性を有すると考えられる。 Al の、その置換物に対する上記比率条件が満たされた場合、 γ の形成に関するさらなる概算予測因子が存在する可能性がある。 Al 含有量が約 3.5 % 以下、 Ta 含有量が約 6.35 % 以上、 Co 含有量が約 1.6 % 以上、 Ti 含有量が約 2.25 % 以上、かつ、おそらく最も重要な Ti と Ta 含有量の合計が約 8.0 % 以上である場合に、 γ が形成すると推定される。

【0018】

形成要素として Ti を置換するのに加えて、 Ta は、析出物の寸法を制御する特別な効果を有する。少なくとも約 3 である Ti に対する Ta の含有量の比率は、有利な機械特性のための析出物の寸法を制御するのに効果的であり得る。

【0019】

図 4 と図 5 は、約 $74 \mu m$ (0.0029 インチ) あるいはそれより小さい粒径を有する粉末への微粒化に続き、圧縮、鍛造され、 $1,182$ ($2,160^{\circ}F$) で 2 時間加熱処理を施され、次いで $0.93 \sim 1.39$ / 秒 ($56 \sim 83$ / 分 ($100 \sim 150^{\circ}F$ / 分)) の焼き入れを行った結果のサンプル組成物の微細構造を示している。図 4 は、マトリックス 102 内に、薄い色として現れている析出物 100 を示している。およその粒径は $30 \mu m$ である。図 5 は、マトリックス 106 中に、さらに小さい γ 析出物 104 を含むものとして、マトリックス 102 を示している。これらの顕微鏡写真は、 γ 相の実質的に均一な分布を示している。 γ 相は、粒度よりも大きくないため、相が著しく大きい場合に生じ得る、周期的な挙動に対する有害な影響を及ぼすことなく、強化相として機能し得る。

【0020】

図 5 は、 γ 析出物の均一性を示している。これらの析出物と分布は、析出強化に貢献する。析出物の寸法と空隙の (結晶粒粗大化) の制御は、析出強化の程度と特性を制御するのに利用可能である。さらに、 γ の境界面に沿っているのは、小さい γ 析出物である、高度に整列 / 配列した領域 108 である。これらの領域 108 は、転位運動をさらに妨害し得る。この妨害は、クリープなどの時間依存変形に対抗する、十分な成分強化である

10

20

30

40

50

。領域 108 における ' の分布の均一性と非常に微細な粒度は、焼き入れの間に見られる瞬間的な温度以下で、この領域が十分に形成されることを示している。

【0021】

高い ' 含量を有する合金は、一般的に、溶接するのが困難であると見なされてきた。この困難性は、合金の溶接（一時的な溶融）からの急激な冷却に起因する。高 ' 合金における急激な冷却は、合金中に亀裂を生じさせる大きな内部応力を生じさせる。

【0022】

図 5 で拡大されている、特定の 析出物は、内包されたカーバイド析出物 120 を有する。このカーバイドは、主として、粉末粒子の凝固の間に形成される、炭素が存在する際の通常の副生成物である、チタン及び / 又はタンタルカーバイドであると考えられる。しかしながら、炭素は粒子の境界を強化して、脆化を妨げるよう機能する。そのようなカーバイドの粒子は、非常に小さい容積分であり、融点が高いため、非常に安定であることから、合金の特性に実質的な影響を与えるものではないと考えられる。

【0023】

上記したように、粒度が析出相強化に寄与するのに十分小さく、かつ、有害なほど大きくない 相の存在により、付加的な強化をもたらすことが可能である。 相が 2 つ（又はそれ以上）の粒子（結晶（grain））にまたがって広がっている場合、両方の粒子（結晶）の変形による転位は添加物を超えるため、（特に、繰り返し環境においては）著しく有害である。代表的な 析出物は、0.2 μm の冷却 ' と（の）30 ~ 45 μm である平均粒径の範囲内で、およそ 2 ~ 14 μm の長さである。この寸法は、IN 100 や ME 16 などの従来の粉末冶金合金に見られるような大型の ' 析出物の寸法とほぼ同じである。これまでの試験では、（例えば、切欠き延性及び破断寿命における損失などの）有害な結果は示されていない。

【0024】

図 6 の表 II は、代表的な合金と従来の合金の、選択的機械特性を示している。3 種の合金は全て、公称粒度 ASTM 6.5（粒径約 37.8 μm (0.0015 インチ)）まで加熱処理されている。全てのデータは、同様に処理された（即ち、同じ粒径を得るために ' ソルバスを超える温度で加熱処理し、次いで同じ速度で冷却した）サブスケール材料から得たものである。データは、本発明の合金が、焼割れにおいて最も顕著に改良されていることを示している。 析出物の周囲における領域 108 の非常に精細な ' の分布（この ' 析出物は、焼き入れサイクルの間に極めて低温に達するまで形成しない）が、改善された焼割れに対する耐性に関係していると考えられる。 周囲にこの ' がない場合、焼き入れサイクルの間の応力再分配を助長して、最終的に亀裂を生じさせるであろう。

【0025】

表 II からは、同サイズの粒径に関して、サンプル組成物が、816 (1,500 °F) における時間依存（クリープ及び破断）性能、並びに降伏強度及び最大引張強度において顕著に改善されていることがわかる。732 (1,350 °F) においては、サンプル組成物は、NF3 に比べて、降伏強度が若干低いが、ME16 と比較すると著しく良好である。これらの特性は、組成の改良並びに処理の改善によって、より向上するであろう。

【0026】

試験は、焼割れに対する耐性を評価するために考案されたものであり、1,093 (2,000 °F) における結果も又、表 II に示されている。この試験は、焼き入れサイクルによって予期される応力と歪み（変形）の両方に対する耐性能力を考慮したものである。試験は、粒径（粒度）と合金の組成にのみ依存するものであり、冷却速度や後続の処理工程スケジュールのいずれにも左右されないものである。サンプル組成物は、1,093 (2,000 °F) において、2 つの基準的組成物よりもはるかに改善されていることを示した。

【0027】

10

20

30

40

50

低含量のTaを有する及び/又は析出物のない代替の合金も、依然としてある程度の好ましい耐熱特性を有する。例えば、3~6%の範囲、あるいはそれよりも狭い4~6%の範囲の低含量Taも可能である。実質的にのない合金の場合、TiとTa含有量の合計はおよそ5~9%であろう。他の成分の含有量は、代表的な仕様(スペック)の含有量と同様であってよい(それゆえ、Ni含有量がわずかに多いものとなると予想される)。Ta含有量の多い合金の場合、そのような合金は又、高含量のCoと、高含量のCoとCrの組み合わせのものとは区別してよい。代表的なCoとCrを合わせた含有量は、低Ta含量の合金に対しては少なくとも26.0%であり、高Ta含量の合金に対しては同様、あるいはより広い(例えば、20.0%又は22.0%)であってよい。

【0028】

10

本発明の1つ又はより多くの実施態様を説明してきた。しかしながら、本発明の趣旨及び範囲から逸脱することなく、様々な修正が実施可能であることは理解されるであろう。例えば、個々のエンジンの運用要求事項は、そのエンジンの構成部品の製造過程を左右するであろう。上記したように、本発明の原理は、インペラ、シャフト部材(例えば、シャフトハブ構造体)などのその他の構成部品の製造に適用することも可能である。従って、その他の実施態様は特許請求の範囲に記載の範囲内である。

【図面の簡単な説明】

【0029】

20

【図1】ガスタービン・エンジンのタービンディスクアッセンブリの部分的な分解組立図である。

【図2】図1のアッセンブリのディスクを作製する工程のフローチャート図である。

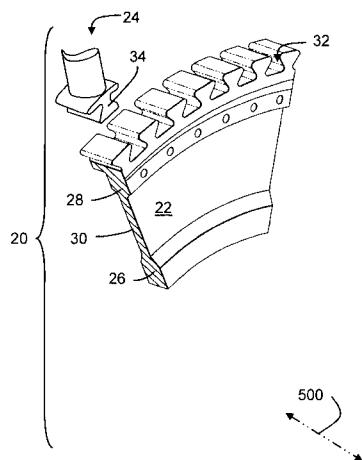
【図3】本発明のディスク合金と従来の合金の組成の表である。

【図4】図3のディスク合金の、エッティング液で強化した(etchant-aided)光学顕微鏡写真である。

【図5】図3のディスク合金の、エッティング液で強化した(etchant-aided)走査型電子顕微鏡(SEM)写真である。

【図6】図3のディスク合金と従来の合金の、選択的に測定した特性の表である。

【図1】



【図2】



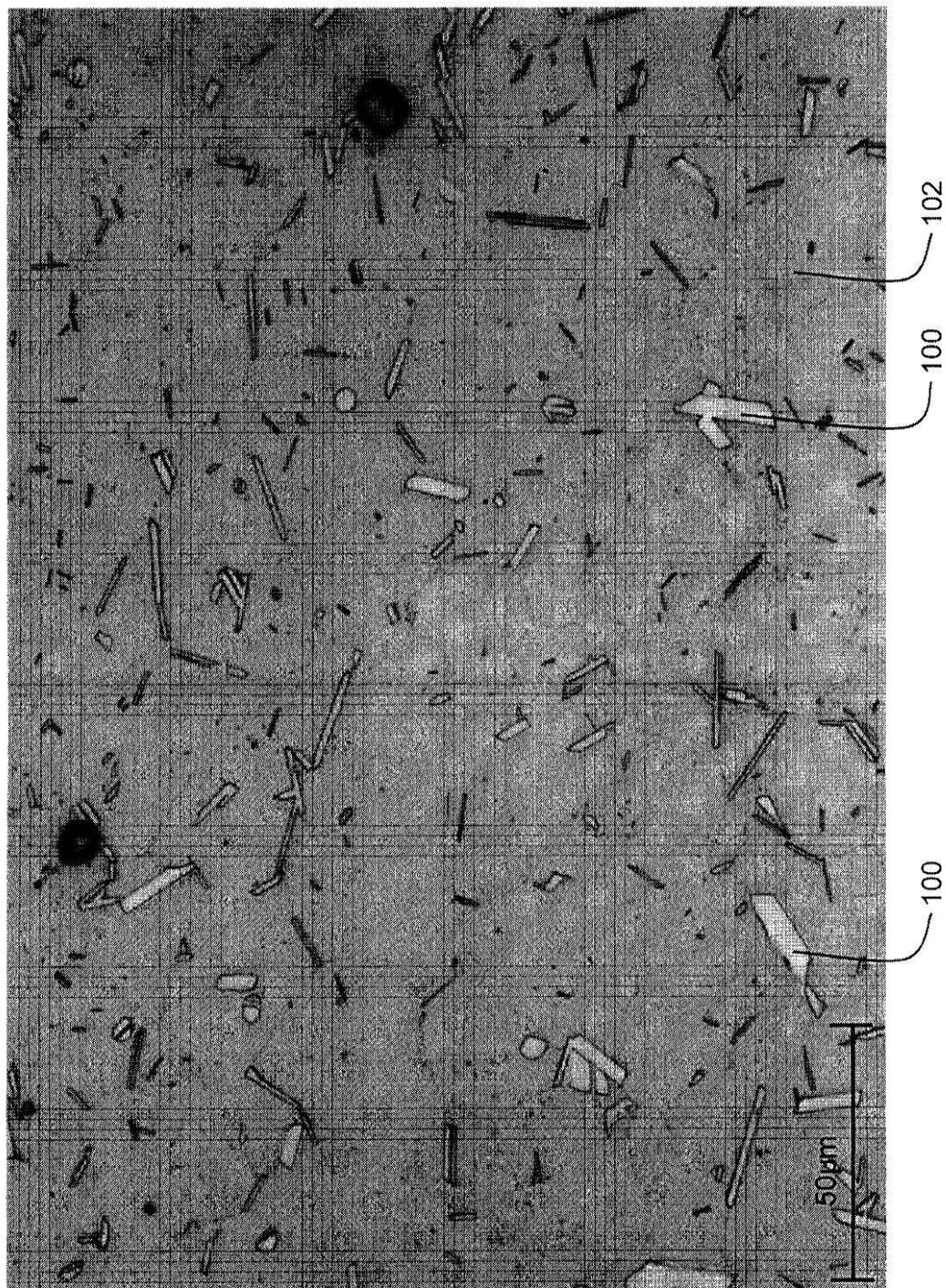
【図3】

元素	代表的仕様			従来技術	
	公称含有量	公称最小	公称最大	NF3 サンプルの 測定含有量	NF16 公称含有量
Al	3.14	3.0	3.5	3.19	3.4
B	0.03	0.02	0.06	0.033	0.025
C	0.03	0.02	0.07	0.047	0.03
Co	19.60	18.0	21.0	19.16	18.0
Cr	10.09	8.5	11.0	10.31	10.5
Cu			0.005	<0.005	
Fe		0.1	0.02		
Hf	0.40	0.5	0.44		
Mn		0.005	0.002		
Mo	2.79	2.5	3.4	2.93	3.8
Nb	1.55	0.8	2.0	1.62	2.0
S		0.005	0.003	0.0003	0.9
Ta	7.28	6.5	8.5	0.06	
Ti	2.17	2.0	2.75	7.20	2.5
W	2.62	2.2	2.75	2.25	3.7
Zr	0.05	0.03	0.07	2.68	3.0
O ₂ (ppm)			0.057	0.05	2.1
N ₂ (ppm)			150	108	0.05
Ni	バランス		100	10	バランス

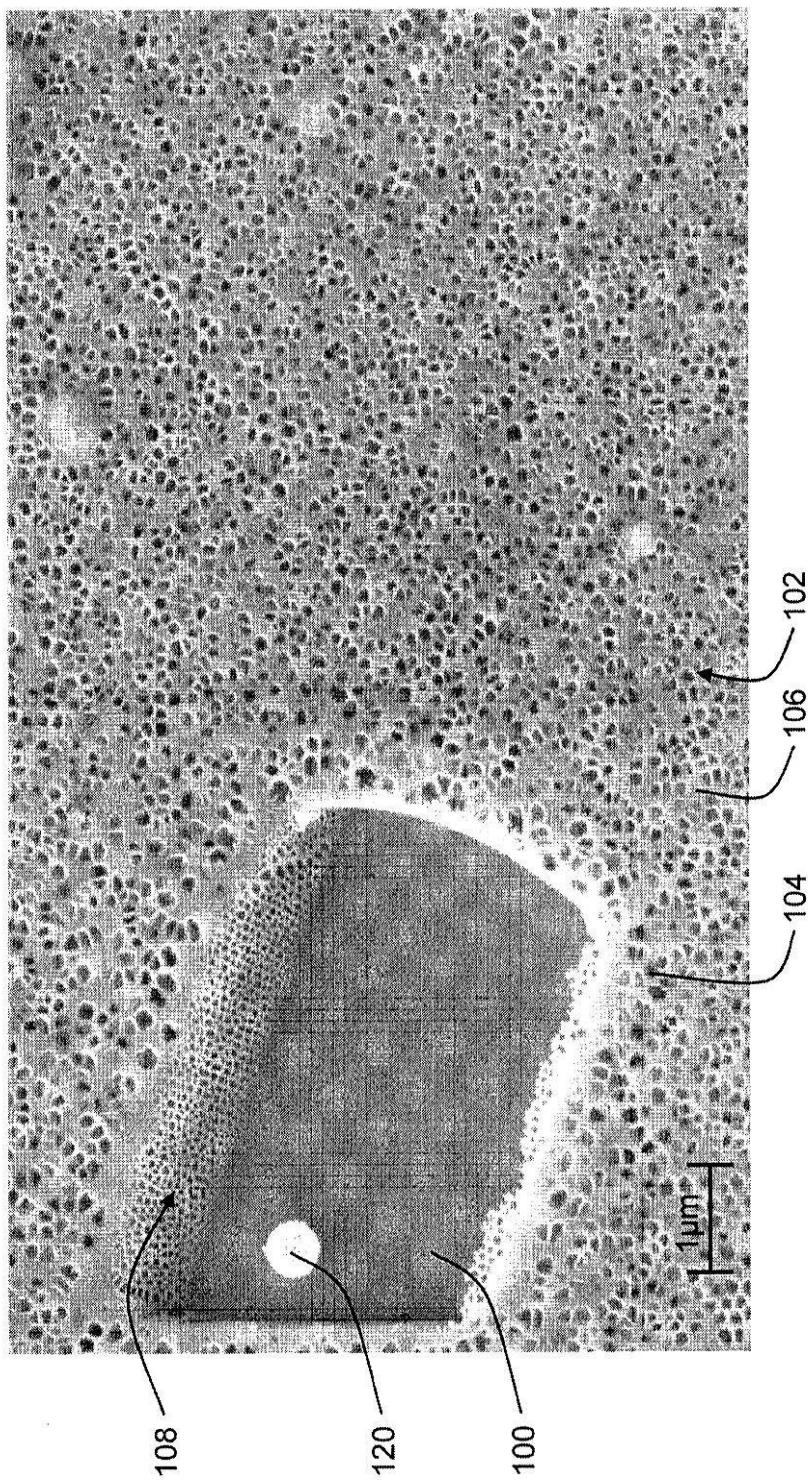
【図6】

特性	試験 サンプル	従来技術と比べて 改善されている割合			
		NF3	NF16	NF3	NF16
816°C(1,500°F) 及び 448KPa(65ksi)における 伸びまでの強度 (伸び)	3.97	3.22	92	40%	4.1%
816°C(1,500°F) 及び 448KPa(65ksi)における 0.5クリープ変形までの強度 (伸び)	82	57	15	4.3%	4.4%
816°C(1,500°F)における最大引張強度 (Ma ₁ (ksi))	1118.3 (162.2)	1073.5 (155.7)	1016.3 (147.4)	4%	10%
816°C(1,500°F)における最大引張強度 (Ma ₂ (ksi))	897.7 (130.2)	874.9 (126.9)	807.4 (117.1)	3%	11%
732°C(1,350°F)における最大引張強度 (Ma ₃ (ksi))	1331.3 (196.0)	1285.9 (186.5)	1236.6 (186.6)	5%	5%
732°C(1,350°F)における最大引張強度 (Ma ₄ (ksi))	985.3 (142.9)	994.9 (144.3)	955.7 (138.9)	-1%	3%
1,939°C(2,000°F)における強度までの 相対強度(強度係数)	13.3	10.8	5.9	23%	125%

【図4】



【図5】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I	テーマコード(参考)
F 0 4 D 29/32 (2006.01)	F 0 4 D 29/32	H
F 0 1 D 5/06 (2006.01)	F 0 1 D 5/06	
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00	6 2 8
	C 2 2 F 1/00	6 5 0 A
	C 2 2 F 1/00	6 8 3
	C 2 2 F 1/00	6 8 7
	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 A

F ターム(参考) 3G002 AA02 AA11 AA13 AB08 EA06
3H033 AA02 AA16 BB03 BB08 BB17 CC01 DD12 DD25 DD26 EE11
4K018 AA07 BA20 BC20 EA44 FA06 FA09 KA12