

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公表特許公報 (A)

(11) 特許出願公表番号

特表2017-532440

(P2017-532440A)

(43) 公表日 平成29年11月2日 (2017.11.2)

(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 2 0 2
F 0 1 D 5/02 (2006.01)	F 0 1 D 5/02	
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 F	
C 2 2 F 1/10 (2006.01)	F 0 1 D 25/00 L	
審査請求 未請求 予備審査請求 未請求 (全 21 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2017-507957 (P2017-507957)
 (86) (22) 出願日 平成27年8月17日 (2015. 8. 17)
 (85) 翻訳文提出日 平成29年4月6日 (2017. 4. 6)
 (86) 国際出願番号 PCT/US2015/045547
 (87) 国際公開番号 W02016/053489
 (87) 国際公開日 平成28年4月7日 (2016. 4. 7)
 (31) 優先権主張番号 62/038, 416
 (32) 優先日 平成26年8月18日 (2014. 8. 18)
 (33) 優先権主張国 米国 (US)

(71) 出願人 390041542
 ゼネラル・エレクトリック・カンパニー
 アメリカ合衆国、ニューヨーク州 1 2 3
 4 5、スケネクタデイ、リバーロード、1
 番
 (74) 代理人 100137545
 弁理士 荒川 聡志
 (74) 代理人 100105588
 弁理士 小倉 博
 (74) 代理人 100129779
 弁理士 黒川 俊久
 (74) 代理人 100113974
 弁理士 田中 拓人

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 ジルコニウム添加による強化超合金

(57) 【要約】

ガンマプライムニッケル基超合金が提供され、この超合金は、合金の粒界に位置するセル状析出物を形成するのに十分な全重量の Ti 及び Zr の組合せを含むことができ、ここでセル状析出物は、粒界が位置するところで粒界を変形させるガンマプライムアームを定める。Hf 含有ガンマプライムニッケル基超合金及び/又はガンマプライムニッケル基超合金は、合金の粒界に主に位置するセル状析出物を含むことができ、したがってセル状析出物は、粒界が位置するところで粒界を変形させるガンマプライムアームを定める。超合金は、セル状析出物より微細なガンマプライム析出物（例えば、立方体状又は球状の析出物）をさらに含むことができる。

【選択図】 図 1

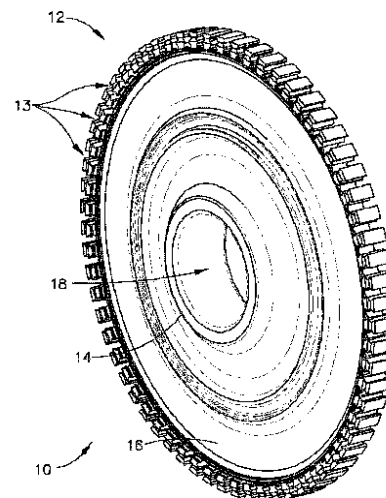


FIG. 1

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

約 10 重量% ~ 約 22 重量% のコバルト、
約 9 重量% ~ 約 14 重量% のクロム、
0 重量% ~ 約 10 重量% のタンタル、
約 2 重量% ~ 約 6 重量% のアルミニウム、
約 2 重量% ~ 約 6 重量% のチタン、
約 1.5 重量% ~ 約 6 重量% のタンゲステン、
約 1.5 重量% ~ 約 5.5 重量% のモリブデン、
0 重量% ~ 約 3.5 重量% のニオブ、
約 0.01 重量% ~ 約 1.0 重量% のハフニウム、
約 0.02 重量% ~ 約 0.1 重量% の炭素、
約 0.01 重量% ~ 約 0.4 重量% のホウ素、
約 0.15 重量% ~ 約 1.3 重量% のジルコニウム、及び
残部のニッケル及び不純物を含む Hf 含有ガンマプライムニッケル基超合金。

10

【請求項 2】

内部のハフニウム及びジルコニウムの総量が約 0.3 重量% ~ 約 1.5 重量% である、
請求項 1 に記載の Hf 含有ガンマプライムニッケル基超合金。

【請求項 3】

約 0.3 重量% ~ 約 0.8 重量% のハフニウムを含む、請求項 1 に記載の Hf 含有ガン
マプライムニッケル基超合金。

20

【請求項 4】

約 0.25 重量% ~ 約 0.55 重量% のジルコニウムを含む、請求項 1 乃至請求項 3 の
いずれか 1 項に記載の Hf 含有ガンマプライムニッケル基超合金。

【請求項 5】

2.5% 以下のレニウム、2% 以下のバナジウム、2% 以下の鉄及び / 又は 0.1% 以
下のマグネシウムを含む、請求項 1 乃至請求項 4 のいずれか 1 項に記載の Hf 含有ガンマ
プライムニッケル基超合金。

【請求項 6】

合金が、合金の粒界に主に位置するセル状析出物を含み、セル状析出物が、粒界が位置
するところで粒界を変形させるガンマプライムアームを定める、請求項 1 乃至請求項 5 の
いずれか 1 項に記載の Hf 含有ガンマプライムニッケル基超合金。

30

【請求項 7】

合金が、セル状析出物より微細なガンマプライム析出物をさらに含み、より微細なガン
マプライム析出物が立方体状又は球状である、請求項 6 に記載の Hf 含有ガンマプライム
ニッケル基超合金。

【請求項 8】

合金が、約 5 ~ 約 12 体積% のセル状析出物及び / 又は約 43 ~ 約 50 体積% のより微
細なガンマプライム析出物を含む、請求項 7 に記載の Hf 含有ガンマプライムニッケル基
超合金。

40

【請求項 9】

約 10 重量% ~ 約 22 重量% のコバルト、
約 9 重量% ~ 約 14 重量% のクロム、
0 重量% ~ 約 10 重量% のタンタル、
約 2 重量% ~ 約 6 重量% のアルミニウム、
約 2 重量% ~ 約 6 重量% のチタン、
約 1.5 重量% ~ 約 6 重量% のタンゲステン、
約 1.5 重量% ~ 約 5.5 重量% のモリブデン、
0 重量% ~ 約 3.5 重量% のニオブ、
約 0.01 重量% ~ 約 1.0 重量% のハフニウム、

50

約 0.02 重量% ~ 約 0.1 重量% の炭素、
 約 0.01 重量% ~ 約 0.4 重量% のホウ素、
 約 0.15 重量% ~ 約 1.3 重量% のジルコニウム、及び
 残部のニッケル及び不純物からなる、請求項 1 に記載の Hf 含有ガンマブライムニッケル
 基超合金。

【請求項 10】

請求項 1 乃至請求項 9 のいずれか 1 項に記載の Hf 含有ガンマブライムニッケル基超合
 金で形成される、ガスタービンエンジンの回転部品。

【請求項 11】

タービンディスク又は圧縮機ディスク (10) である、請求項 10 に記載の回転部品。 10

【請求項 12】

0 重量% ~ 約 2.1 重量% のコバルト、
 約 1.0 重量% ~ 約 3.0 重量% のクロム、
 0 重量% ~ 約 4 重量% のタンタル、
 0.1 重量% ~ 約 5 重量% のアルミニウム、
 0.1 重量% ~ 約 1.0 重量% のチタン、
 0 重量% ~ 約 1.4 重量% のタングステン、
 0 重量% ~ 約 1.5 重量% のモリブデン、
 0 重量% ~ 約 4.0 重量% の鉄、
 0 重量% ~ 約 1 重量% のマンガン、 20
 0 重量% ~ 約 1 重量% のケイ素、
 0 重量% ~ 約 5 重量% のニオブ、
 0 重量% ~ 約 0.01 重量% のハフニウム、
 0 重量% ~ 約 0.35 重量% の炭素、
 0 重量% ~ 約 0.35 重量% のホウ素、
 約 0.25 重量% ~ 約 1.3 重量% のジルコニウム、及び
 残部のニッケル及び不純物
 を含み、総量で 4 重量% 以上のアルミニウム及びチタンを含み、タングステン、ニオブ又
 はこれらの混合物を含むガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 13】

0 重量% ~ 約 0.008 重量% のハフニウムを含む、請求項 12 に記載のガンマブライ
 ムニッケル基超合金。 30

【請求項 14】

ハフニウムを含まない、請求項 12 に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 15】

約 0.25 重量% ~ 約 0.55 重量% のジルコニウムを含む、請求項 12 乃至請求項 1
 4 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 16】

2.5% 以下のレニウム、2% 以下のバナジウム、2% 以下の鉄及び / 又は 0.1% 以
 下のマグネシウムを含む、請求項 12 乃至請求項 15 のいずれか 1 項に記載のガンマブ
 ライムニッケル基超合金。 40

【請求項 17】

内部に存在するアルミニウム及びチタンの総量が約 4 重量% ~ 約 1.5 重量% である、請
 求項 12 乃至請求項 16 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基合金。

【請求項 18】

合金が、合金の粒界に主に位置するセル状析出物を含み、セル状析出物が、粒界が位置
 するところで粒界を変形させるガンマブライムアームを定める、請求項 12 乃至請求項 1
 7 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基合金。

【請求項 19】

合金が、セル状析出物より微細なガンマブライム析出物をさらに含み、より微細なガン 50

マブライム析出物が立方体状又は球状である、請求項 18 に記載のガンマブライムニッケル基合金。

【請求項 20】

約 5 ～ 約 12 体積 % のセル状析出物及び / 又は約 43 ～ 約 50 体積 % のより微細なガンマブライム析出物を含む、請求項 19 に記載のガンマブライムニッケル基合金。

【請求項 21】

請求項 12 乃至請求項 20 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基合金で形成される、ガスタービンエンジンの回転部品。

【請求項 22】

タービンディスク又は圧縮機ディスク (10) である、請求項 21 に記載の回転部品。

10

【請求項 23】

合金の粒界に位置するセル状析出物を形成するのに十分な全重量の Ti 及び Zr の組合せを含み、セル状析出物が、粒界が位置するところで粒界を変形させるガンマブライムアームを定めるガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 24】

約 0.1 重量 % ～ 約 10.0 重量 % の Ti を含む、請求項 23 に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 25】

約 0.2 重量 % ～ 約 5 重量 % の Ti を含む、請求項 23 又は請求項 24 に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

20

【請求項 26】

約 0.15 重量 % ～ 約 1.3 重量 % の Zr を含む、請求項 23 乃至請求項 25 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 27】

約 0.25 重量 % ～ 約 0.55 重量 % の Zr を含む、請求項 23 乃至請求項 26 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 28】

約 0.01 重量 % ～ 約 1.0 重量 % の Hf を含む、請求項 23 乃至請求項 27 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 29】

約 0.3 重量 % ～ 約 0.8 重量 % の Hf を含む、請求項 23 乃至請求項 28 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

30

【請求項 30】

内部のハフニウム及びジルコニウムの総量が約 0.3 重量 % ～ 約 1.5 重量 % である、請求項 28 又は請求項 29 に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 31】

約 0 重量 % ～ 約 0.01 重量 % の Hf を含む、請求項 23 乃至請求項 27 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 32】

Hf を含まない、請求項 23 乃至請求項 27 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

40

【請求項 33】

総量で約 4 重量 % 以上の Al 及び Ti を含む、請求項 23 乃至請求項 32 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 34】

総量で約 4 重量 % ～ 約 15 重量 % の Al 及び Ti を含む、請求項 23 乃至請求項 33 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

【請求項 35】

タンゲステン又はニオブの 1 種以上を含む、請求項 23 乃至請求項 34 のいずれか 1 項に記載のガンマブライムニッケル基超合金。

50

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は概してニッケル基合金組成物に関し、とりわけ構成部品、例えば、多結晶ミクロ組織、並びに耐クリープ性、引張強度及び高温滞留能力などの全く異なる特性の組合せを必要とするガスタービンエンジンのタービンディスクに適したニッケル基超合金に関する。

【背景技術】

【0002】

ガスタービンエンジンのタービン部は燃焼器部の下流に位置し、ロータシャフト及び10
以上のタービンステージを含み、それぞれが、ディスクの周縁部に取り付けられ、そこから半径方向に延在するシャフト及びタービンブレードにより取り付けられた、又は保持されたタービンディスク（ロータ）を有する。燃焼器部及びタービン部内の構成部品は、高温燃焼ガスの結果生じる高温の間、許容される機械的特性を実現するために超合金材料で形成されることが多い。最近の高圧力比ガスタービンエンジンにおけるさらに高い圧縮機出口温度は、圧縮機ディスク、ブリスケット及び他の構成部品に高性能ニッケル超合金の使用を必要とすることもある。所与の構成部品に適した合金組成物及びミクロ組織は、構成部品が受ける特定の温度、応力及び他の条件に依存する。例えば、ブレード及びベーンなどの翼形構成部品は、等軸の一方凝固（DS）超合金又は単結晶（SX）超合金で形成されることが多いが、タービンディスクは通常、制御された結晶粒組織及び望ましい機械的20
特性を有する多結晶ミクロ組織を生成するために、注意深く制御された鍛造熱処理、及びピーニングなどの表面処理を経なければならない超合金で形成される。

【0003】

タービンディスクは、ニッケルと結合してガンマ（ γ ）マトリックスを形成するクロム、タングステン、モリブデン、レニウム及び／又はコバルトを主要元素として含むガンマプライム（ γ' ）析出強化ニッケル基超合金（以下、ガンマプライムニッケル基超合金）で形成されることが多く、ニッケルと結合して望ましいガンマプライム析出物強化相、主に $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ を形成するアルミニウム、チタン、タンタル、ニオブ及び／又はバナジウムを主要元素として含む。ガンマプライム析出物は通常、球状又は立方体状であるが、セル状の形態が発生することもある。しかし、米国特許第7740724号明細書30
に報告されている通り、セル状ガンマプライムは通常、クリープ破断寿命に対するその悪影響により、望ましくないと考えられる。特に顕著なガンマプライムニッケル基超合金には、René 88DT（R88DT、米国特許第4957567号明細書）及びRené 104（R104、米国特許第6521175号明細書）、並びにInconel（登録商標）、Nimonic（登録商標）及びUdimet（登録商標）の商標で市販されている特定のニッケル基超合金が含まれる。R88DTは、重量で、約15.0～17.0%のクロム、約12.0～14.0%のコバルト、約3.5～4.5%のモリブデン、約3.5～4.5%のタングステン、約1.5～2.5%のアルミニウム、約3.2～4.2%のチタン、約0.5.0～1.0%のニオブ、約0.010～0.060%の炭素、約0.010～0.060%のジルコニウム、約0.010～0.040%のホウ素40
、約0.0～0.3%のハフニウム、約0.0～0.01%のバナジウム及び約0.0～0.01%のイットリウム、残部のニッケル及び不可避不純物の組成を有する。R104は、重量で、約16.0～22.4%のコバルト、約6.6～14.3%のクロム、約2.6～4.8%のアルミニウム、約2.4～4.6%のチタン、約1.4～3.5%のタンタル、約0.9～3.0%のニオブ、約1.9～4.0%のタングステン、約1.9～3.9%のモリブデン、約0.0～2.5%のレニウム、約0.02～0.10%の炭素、約0.02～0.10%のホウ素、約0.03～0.10%のジルコニウム、残部のニッケル及び不可避不純物の組成を有する。

【0004】

ディスク及び他の極めて重要なガスタービンエンジン構成部品は、粉末冶金（P/M）

10

20

30

40

50

、従来の鋳鍛造加工、及びスプレー鋳造又は有核鋳造形成技術によって製造されたビレットから鍛造されることが多い。任意の適した方法が用いられてもよいが、粉末冶金により生成されるガンマブライムニッケル基超合金は特に、タービンディスク及び特定の他のガスタービンエンジン構成部品の性能要件を満たすクリープ特性、引張特性及び疲労亀裂成長特性の良好なバランスをもたらすことができる。典型的な粉末冶金プロセスにおいて、所望の超合金の粉末は、熱間静水圧成形（HIP）及び／又は押出緻密化などによる緻密化を経る。次に、生じるビレットは、合金のガンマブライムソルバス温度をわずかに下回る温度で等温鍛造されて超塑性成形条件に近づくが、これにより、大きな冶金学的ひずみが蓄積することなく、大きな幾何学的ひずみの蓄積によるダイキャピティの充填が可能になる。これらの加工ステップは、ビレット内において初めは微細な（例えば、ASTM 10～13又はさらに微細な）粒度を保持し、高可塑性を実現してニアネットシェイプ鍛造ダイを充填し、鍛造中の破壊を避け、比較的低い鍛造応力及びダイ応力を維持するように設計される。高温における耐疲労亀裂成長性及び機械的特性を改善するため、次にこれらの合金はしばしば、それらのガンマブライムソルバス温度を超えて熱処理（一般に固溶化熱処理又はスーパーソルバス熱処理と呼ばれる。）され、析出物を固溶化し、結晶粒の均一で著しい粗大化を引き起こす。

10

【0005】

多くのガンマブライムニッケル基超合金において、ハフニウム（Hf）が強化元素として超合金組成物の指定範囲内で含まれる。例えば、Mourerらの米国特許第8613810号明細書に記載のガンマブライムニッケル基超合金は、0.05重量％～0.6重量％のハフニウムを含む。より高いHfレベルは、粒界の扇状ガンマブライムを増進して、望ましいかみ合わせ結晶粒組織を生み出す傾向があると考えられる。超合金組成物内のハフニウムのこれらの利益にもかかわらず、ハフニウムの比較的高いコストは、多くの用途における使用を制限している。さらに、ハフニウムは特定のるつぼ材料と反応し、これがその使用をさらに制限している。

20

【0006】

また、多くのガンマブライムニッケル基超合金において、ジルコニウム（Zr）は高温特性のばらつきの原因とされるため、超合金組成物の指定範囲内で含まれる。特に、B及びZr（それぞれ約0.01％）を一緒に加えると、さらに優れた破断、延性及び加工性をもたらされると一般に考えられる。しかし、ガンマブライムニッケル基超合金におけるジルコニウム（Zr）の使用は制限されてきた。その理由は、Zrがガスタービン構成部品の分野において「有害物質」として評判を得ているからである。主として、Zrは特に一体ホイール鋳造における有孔度の増加、及び熱間割れに関連してきた。また、より高いZrは初期溶融温度を低下させ、鋳物又は鋼塊において共晶構成成分を増加させる。粉末冶金加工の利用は、これらの有孔度及び共晶の問題を緩和する。

30

【発明の概要】

【0007】

本発明の態様及び利点は、以下の説明において部分的に記載されることになり、或いは説明から明らかであったり、又は本発明を実施することによって分かるであろう。

【0008】

Hf含有ガンマブライムニッケル基超合金は概して、その製造方法と共に提供される。一実施形態では、Hf含有ガンマブライムニッケル基超合金は以下を含む：約10重量％～約22重量％のコバルト、約9重量％～約14重量％のクロム、0重量％～約10重量％のタンタル、約2重量％～約6重量％のアルミニウム、約2重量％～約6重量％のチタン、約1.5重量％～約6重量％のタンゲステン、約1.5重量％～約5.5重量％のモリブデン、0重量％～約3.5重量％のニオブ、約0.01重量％～約1.0重量％のハフニウム、約0.02重量％～約0.1重量％の炭素、約0.01重量％～約0.4重量％のホウ素、約0.15重量％～約1.3重量％のジルコニウム、及び残部のニッケル及び不純物。特定の実施形態では、ガンマブライムニッケル基超合金におけるハフニウム及びジルコニウムの総量は約0.3重量％～約1.5重量％である。

40

50

【 0 0 0 9 】

また、ガンマブライムニッケル基超合金は概して、その製造方法と共に提供される。一実施形態では、ガンマブライムニッケル基超合金は：0重量%～約21重量%のコバルト、約10重量%～約30重量%のクロム、0重量%～約4重量%のタンタル、0.1重量%～約5重量%のアルミニウム、0.1重量%～約10重量%のチタン、0重量%～約14重量%のタングステン、0重量%～約15重量%のモリブデン、0重量%～約40重量%の鉄、0重量%～約1重量%のマンガン、0重量%～約1重量%のケイ素、0重量%～約5重量%のニオブ、0重量%～約0.01重量%のハフニウム、0重量%～約0.35重量%の炭素、0重量%～約0.35重量%のホウ素、約0.25重量%～約1.3重量%のジルコニウム、及び残部のニッケル及び不純物を含み、ここでガンマブライムニッケル基超合金は、総量で4重量%以上のアルミニウム及びチタンを含み、ここでガンマブライムニッケル基超合金は、タングステン、ニオブ又はこれらの混合物を含む。特定の実施形態では、ガンマブライムニッケル基超合金は、0重量%～約0.008重量%のハフニウムを含み、ハフニウムを含まなくてもよい。

10

【 0 0 1 0 】

また、ガンマブライムニッケル基超合金が提供され、この超合金は、合金の粒界に位置するセル状析出物を形成するのに十分な全重量のTi及びZrの組合せを含み、ここでセル状析出物は、粒界が位置するところで粒界を変形させるガンマブライムアームを定める。

20

【 0 0 1 1 】

特定の実施形態では、本明細書に開示されている任意の実施形態によるHf含有ガンマブライムニッケル基超合金及び/又はガンマブライムニッケル基超合金は、合金の粒界に主に位置するセル状析出物を含み、したがってセル状析出物は、粒界が位置するところで粒界を変形させるガンマブライムアームを定める。超合金は、セル状析出物より微細なガンマブライム析出物（例えば、立方体状又は球状の析出物）をさらに含むことができる。例えば、合金は、約5～約12体積%のセル状析出物及び/又は約43～約50体積%のより微細なガンマブライム析出物を含むことができる。

【 0 0 1 2 】

また、ガスタービンエンジンの回転部品（例えば、タービンディスク又は圧縮機ディスク）が提供され、回転部品は、本明細書に開示されている任意の実施形態によるHf含有ガンマブライムニッケル基超合金及び/又はガンマブライムニッケル基超合金で形成される。

30

【 0 0 1 3 】

本発明の上記及びその他の特徴、態様及び利点は、以下の記載及び添付の特許請求の範囲を参照してより良く理解されるであろう。添付図面は、本明細書に組み込まれ、本明細書の一部を構成するものであり、本発明の諸実施形態を例示するとともに、以下の記載と共に本発明の原理を説明する働きをする。

【 0 0 1 4 】

本発明とみなされる主題は、本明細書の結論部分において特に指摘され、明確に請求されている。しかし、本発明は、添付の図面と併せて以下の説明を参照することにより最も良く理解され得る。

40

【 図面の簡単な説明 】

【 0 0 1 5 】

【 図 1 】 本発明の実施形態によるガスタービンエンジンにおいて用いられるタイプの例示的なタービンディスクの斜視図である。

【 図 2 】 本発明の実施形態による超合金基材上の耐食及び耐酸化皮膜の断面図である。

【 図 3 】 超合金組成物のセル状ガンマブライム析出物の概略図である。

【 発明を実施するための形態 】

【 0 0 1 6 】

本開示では、元素周期表に通常見られるような、通常の化学記号を使用して化学元素が

50

議論される。例えば、水素が、その通常の化学記号Hで表され、ヘリウムが、その通常の化学記号Heで表され、以下同様である。

【0017】

次に、本発明の実施形態を詳細に参照するが、その1以上の例が図面に例示されている。各例は、本発明の説明のために提供されるものであり、本発明を限定するものではない。実際、本発明の範囲又は精神から逸脱することなく本発明において様々な修正及び変形が行われ得ることは、当業者には明らかであろう。例えば、一実施形態の一部として示されているか、又は説明されている特徴は、さらなる実施形態を得るために別の実施形態と共に使用されてもよい。したがって、本発明は、このような修正例及び変形例を、添付の特許請求の範囲及びその均等物の範囲内に入るものとして包含することが意図されている。

10

【0018】

多結晶ミクロ組織を有するために熱間加工（例えば、鍛造）操作により製造される構成部品に特に適したガンマブライムニッケル基超合金が概して提供される。このような構成部品の特定の例を、ガスタービンエンジンの高圧タービンディスク10として図1に示す。本発明は、ディスク10の加工に関して議論されるが、本発明の教示及び利益は、ガスタービンエンジンの圧縮機ディスク及びブリス、並びに高温で応力を受け、したがって高温超合金を必要とする他の構成部品にも適用できることを当業者なら理解するであろう。

【0019】

図1に示すディスク10は概して、外側リム12、中心ハブ又はボア14及びリム12とボア14の間のウェブ16を含む。リム12は、タービンブレードが挿入されるディスク外周に沿ってダブテール13を含むことにより、タービンブレード（図示せず）の取り付けのために構成される。貫通孔の形態のボア孔18は、ディスク10をシャフトに取り付けるためにボア14の中心に位置しており、したがってボア孔18の軸はディスク10の回転軸と一致する。ディスク10は単一の鍛造品であり、General Electric社により製造されるもののような高バイパスガスタービンエンジンを含む航空機エンジンにおいて用いられるタービンディスクを代表するものであるが、これに限定されない。

20

【0020】

図1に示すタイプのディスクは通常、粉末冶金（PM）、鑄鍛造加工又はスプレー鑄造或いは有核鑄造タイプの技術により形成される粗粒ビレットを等温鍛造することにより製造される。粉末冶金プロセスを利用する特定の実施形態では、ビレットは、熱間静水圧成形（HIP）又は押出緻密化などにより、超合金粉末を緻密化することにより形成することができる。ビレットは通常、合金の再結晶温度、又はその付近だが合金のガンマブライムソルバス温度未満の温度の超塑性成形条件下で鍛造される。鍛造後、スーパーソルバス（固溶化）熱処理が実施され、その間、結晶粒成長が起こる。スーパーソルバス熱処理は、超合金のガンマブライムソルバス温度を超える温度（ただし初期溶融温度未満）で実施され、加工した結晶粒組織を再結晶し、超合金中のガンマブライム析出物（主に（Ni, Co）₃（Al, Ti））を溶解（固溶化）する。スーパーソルバス熱処理の後、特定の

30

40

【0021】

タービンディスク10のボア14及びウェブ16はリム12よりも動作温度が低いいため、リム12及びボア14においては異なる特性が必要とされ、この場合、異なるミクロ組織がリム12及びボア14に最適であることもある。通常、引張強度、破裂強度、及び低サイクル疲労（LCF）に対する抵抗を増進するためには、ボア14及びウェブ16には比較的微細な粒度が最適であるが、高温におけるクリープ、応力-破断及び滞留LCF及び耐滞留疲労亀裂成長性（dwell fatigue crack growth r

50

essistance)を増進するためには、リム12において、より粗い粒度がより最適である。また、動作温度が上昇し、粒界破壊モードが限界挙動になると、粒界特性はさらに重要になる。制約要因である粒界主導の挙動に向かうこの傾向は、スーパーソルバス粗粒加工の利用につながり、部分的に、高温挙動において改善を促進するさらに蛇行した粒界破壊経路をもたらした。したがって、粒界が鋸歯状になり、可能性のある粒界破壊経路の蛇行を増やす程度を含む粒界要因は、ディスクリムにおいてさらにいっそう重要である。

【0022】

先に議論した通り、さらに先進のエンジンに関連するより高い動作温度は、タービンディスク、特にタービンディスクリムのクリープ特性及び滞留亀裂成長特性にさらに大きな負担を掛けてきている。リム12内の耐滞留疲労亀裂成長性は、過度に高い冷却速度を避けたり、又は冷却速度を小さくしたり、又は固溶化熱処理後に冷却したりすることにより改善することができるが、このような改善は通常、リム12内のクリープ特性を犠牲にして得られる。さらに、ディスクリム12は通常、断面が小さくさらに薄いため、さらに小さい冷却速度を保つために特別な注意を払わなければならない、これによりディスク熱処理スケジュール及び任意の冷却速度手順、備え付け又は装置が複雑になる。

【0023】

一般に、ガンマブライムニッケル基超合金は、固溶化熱処理及び冷却を含めて加工され、ガンマブライムのセル状析出物を含むミクロ組織を有する。セル状析出物30を図3に略図で示す。図3において、セル状析出物は、はるかに小さな共通の源から放射状に広がる複数のアームを含む扇様構造を有するように示されている。特定の実施形態では、結晶粒内部全体にわたって広く分散しているだけでなく、セル状析出物のさらに大きなアームの間に散在した著しく小さな(より微細な)ガンマブライム析出物にセル状析出物は取り囲まれている。セル状析出物と比べて、より小さなガンマブライム析出物はさらに離散しており、通常、立方体状又は球状であり、概してガンマブライム析出強化ニッケル基超合金に通常見られるタイプ、形状及びサイズのものである。より小さなガンマブライム析出物の体積分率はセル状析出物の体積分率よりも大きく、通常、約43~約50体積%の範囲にある。

【0024】

用語「セル状」は本明細書において、当分野において一貫性があるように用いられ、すなわち、相に有機的セルの外観を持たせるように粒界に向かって成長して出るガンマブライム相のコロニーを指す。とりわけ、ガンマブライムのセル状析出物の成長は、析出物が核形成し、粒界に向かって整列したコロニーとして成長する固体-状態変化の結果である。いかなる理論によっても制限されることは本意ではないが、後固溶化冷却時、過飽和ガンマトリックスが不均一にガンマブライムの核を形成し、これが粒界に向かって扇状構造形態に成長し、その好ましい低エネルギーの最小曲率経路から粒界を変形させることが推測される。

【0025】

図3に示すセル状析出物30は、超合金の多結晶ミクロ組織の2つの結晶粒34間の境界32に位置するように示されている。析出物30は、ベース部分36、及びベース部分36を含んでもよい共通の源中心から離れる方向に中心の位置又は中心点40から延在する扇形部分38を有する。特に、扇形部分38はベース部分36(存在する場合)よりもはるかに大きい。さらに、扇形部分38は、大きく、輪郭のはっきりした複数の突出部又はアーム42を有し、その結果、入り組んだ境界44を有する扇形部分38になる。アーム42は、二次元で観察されるとき、析出物30に扇様の外観を与えるが、アーム42は、それらの完全三次元性で観察されるとき、さらにカリフラワー型の形態を与える。

【0026】

図3は、局所粒界32に向かって延在し、通常は低エネルギーの最小曲率経路である、その好ましい自然な経路を変形させている扇形部分38のアーム42を示す。図3に示すセル状析出物の体積分率が十分である(例えば、約5~約12体積%など、5体積%以上

10

20

30

40

50

）ところで、超合金の粒界は、鋸歯状形状、入り組んだ形状又は不規則な形状を有する傾向があり、これにより、超合金の耐疲労亀裂成長性を増進すると考えられる蛇行した粒界破壊経路が生み出される。いかなる特定の理論によっても制限されることは本意ではないが、セル状ガンマブライム析出物の扇形部分は、超合金の粒界に向かって優先的に配向されるように見受けられ、広い扇状領域は通常、粒界と交差又は一致するのが観察されると考えられる。扇形部分の見かけの成長は、粒界が非常に不規則な形状を有し、しばしば扇形部分の輪郭を描き、結晶粒のかみ合わせの程度を示す形態を生み出す程度まで粒界を変形させることが示されている。特定の粒界は、ボールソケット配置に近づく形態を有することが観察されており、扇形部分によって引き起こされる高度な粒界の鋸歯状又は蛇行を裏付ける。

10

【0027】

特定の実施形態では、すべてのガンマブライム析出物を固溶化する固溶化熱処理の適用と、その後続く従来の熱処理装置で容易に達する速度での冷却又は冷却を通じて、図3に示すタイプの扇形のセル状析出物により増進された鋸歯状又は蛇行した粒界をガンマブライムニッケル基超合金が形成する。また、好ましい固溶化熱処理は、低速の制御された初期冷却速度及びガンマブライムソルバス温度未満の高温保持など、鋸歯状の形成を促進するのにあらかじめ必要とされるような複雑な熱処理スケジュールを必要としない。さらに、好ましい熱処理を利用して超合金中で生成された鋸歯状及び蛇行した粒界は、粒界に局在するガンマブライム析出物の単純な成長により生成されたものよりも大きな広がりとして高度な見かけのかみ合わせを有することが観察されている。

20

【0028】

熱処理の特定の例は、適した鍛造（熱間加工）プロセスを利用した超合金からの物品の製造にしたがう。超合金鍛造は、約 2100°F ~ 2175°F （約 1150°C ~ 1190°C ）以上の温度で固溶化されるスーパーソルバスであり、その後、鍛造品全体を約 50°F ~ 300°F / 分（約 30°C ~ 170°C / 分）の速度で、より好ましくは約 100°F ~ 200°F / 分（約 55°C ~ 110°C / 分）の速度で冷却することができる。冷却は、スーパーソルバス温度から約 1600°F （約 870°C ）以下の温度まで直接実施される。その結果、鋸歯状形状、入り組んだ形状又は不規則な形状を有するために粒界を活性化する複数の異なる冷却速度、高温保持及び/又はより低速の冷却が関与する熱処理を実施する必要がなく、これにより、超合金の耐疲労亀裂成長性を増進すると考えられる蛇行した粒界破壊経路が生み出される。

30

【0029】

ニッケル基超合金は、マトリックス内の Ni_3Al ' 相により主として強化される。 $\text{Ni}-\text{Al}$ 状態図は、 Ni_3Al 相が、可能性のある幅広い化学組成を有することを示す。化学組成の範囲が広いことは、ガンマブライムの相当な合金化が実現可能であることを示唆する。ガンマブライム中の Ni サイトは主として Ni で占められているが、「 Ni サイト」は実際、顕著な Co 含有量を含んでもよい。「 Al サイト」の位置に注目すると、 Si 、 Ge 、 Ti 、 V 、 Hf 、 Zr 、 Mo 、 W 、 Ta 又は Nb のような原子による Al 原子置換が可能である。ガンマブライム合金化における主要な要因は、元素の相対的なサイズ/直径、並びにガンマブライム格子の変形及び整合ひずみの増大に対するその影響である。これらは場合によっては有用な添加であり、 Si 、 Ge 及び V は、ガンマブライム合金化に対するこれらの望ましさを低下させる要因を有する。モリブデン及びタングステンは、 Ni_3X への X の溶解性を制限し、 Ni_3X の格子パラメータの変化によるミスマッチへのこれらの影響ははっきりしないであろう。 Ti 、 Hf 、 Zr 、 Ta 又は Nb によるガンマブライム合金化に注目すると、直径の増大及び耐火性の向上にのみ基づいて、これらの有効性を向上させると、これらの順序が Ti 、 Nb/Ta 及び Zr/Hf （最も望ましい）に変わる。

40

【0030】

したがって、 Hf 及び Zr は、これらの原子の原子価間の違い、 APB エネルギー、及び (100) 面上の交差すべりに関連するエネルギーと共に比較的大きな原子のサイズに

50

より、ガンマブライムニッケル基超合金（例えば、 Ni_3Al ）において非常に効果的な強化元素である。 Hf と Zr の両方が（100）面上のCRSS（臨界分解せん断応力）を大きくし、（111）面には弱い影響しか与えないと考えられる。したがって、すべり系の転移の温度は高くなる。さらに、 Hf と Zr の両方がAPBエネルギーを小さくし、超転位に関連する{111}から{100}への交差すべりの速度を大きくする。さらに、現在、より高い Hf レベルは、図3に示すような望ましいかみ合わせ結晶粒組織を生み出す粒界の扇状ガンマブライムを増進する傾向があると考えられており、 $\text{Ti}/\text{Zr}/\text{Hf}$ レベル及び相対量は、扇状ガンマブライムの形成において極めて重要な要因であると考えられる。

【0031】

その原子の直径を含め、周期表中のその位置に基づいて、 Zr は、粒界の扇状ガンマブライムの増大に対して Hf と同様の効果を、高度に蛇行した粒界経路及びかみ合わせ結晶粒組織と一貫した高温挙動における改善と共にもたらすと考えられる。 Hf の代わりに Zr を使用することには、コスト及び介在物の含有量の両方において潜在的な利点がある。さらに、 Zr は、界面境界又は粒界の格子の切れ目を充填し、構造規則性及び角状の格子間の結合強度を高める傾向がある。この界面偏析及び空格子点の充填は、高温挙動において主要な要因である、酸素及び硫黄などのような化学種の粒界拡散を低減又は妨害する働きもするであろう。したがって、上昇した Zr レベルは、粒界及びホウ化物/マトリックス界面においてさらに高まり、MC炭化物及びマトリックス中で固溶体になる可能性があり、おそらく一次MC炭化物を変化させ、ガンマブライム形態にも影響する。

【0032】

したがって、 Zr の添加は粒界の空格子点を充填し、その結果、空格子点密度を低下させ、かつGB間の結合強度を高めることにより粒界構造が改善する可能性がある。一般的な機構は、サイズが不揃いの原子（約20～30%過大又は過小）が粒界に偏析して、空格子点を充填し、粒界拡散を低減するというものである。 Zr が粒界に集中し、粒界の微小空洞を充填するとき、これが粒界の応力集中を軽減し、亀裂の発生及び伝播を遅らせ、破断寿命を延ばし、破断伸びを大きくする。さらに、ジルコニウムは $\text{Zr}_4\text{C}_2\text{S}_2$ を生成して、粒界の元素硫黄の量を大幅に低減し、粒界亀裂の発生を遅らせることが明らかになっている。これらの傾向は、延性を改善し、かつ亀裂の発生及び伝播を遅らせる応力の吸収を促進して、合金の高温強度及び滞留抵抗（dwell resistance）を高める。

【0033】

Zr の利益にもかかわらず、 Zr は、鍛造超合金においては公称レベル0.05重量%で、一部の合金では0.10重量%以下で使用されてきた。しかし、 Zr 上昇レベルをさらに高くすると（例えば、約0.15重量%～約1.3重量%、例えば、0.2重量%～約0.4重量%）、特に Hf の置換又は Hf 添加の増加のように、さらなる改善の可能性がある。

【0034】

$\text{Ti}/\text{Zr}/\text{Hf}$ レベル及び相対量は、扇状ガンマブライムの形成において極めて重要な要因であると考えられるため、以下の議論は、2つのタイプのガンマブライムニッケル基超合金を対象とする：（1） Hf 含有ガンマブライムニッケル基超合金及び（2） Hf を含まない、又は公称量（例えば、公称0.01重量%）を超える Hf を含まないガンマブライムニッケル基超合金。

【0035】

一実施形態では、以下を含む Hf 含有ガンマブライムニッケル基超合金が概して提供される：約10重量%～約25重量%のコバルト（例えば、約17重量%～約21重量%のコバルト）、約9重量%～約14重量%のクロム（例えば、約10.5重量%～約13重量%のクロム）、0重量%～約10重量%のタンタル（例えば、約4.6重量%～約5.6重量%のタンタル）、約2重量%～約6重量%のアルミニウム（例えば、約2.6重量%～約3.8重量%のアルミニウム）、約2重量%～約6重量%のチタン（例えば、約2

10

20

30

40

50

． 5 重量％～約 3． 7 重量％のチタン）、約 1． 5 重量％～約 6 重量％のタングステン（例えば、約 2． 5 重量％～約 4． 5 重量％のタングステン）、約 1． 5 重量％～約 5． 5 重量％のモリブデン（例えば、約 2 重量％～約 5 重量％のモリブデン）、0 重量％～約 3． 5 重量％のニオブ（例えば、約 1． 3 重量％～約 3． 2 重量％のニオブ）、約 0． 0 1 重量％～約 1． 0 重量％のハフニウム（例えば、約 0． 3 重量％～約 0． 8 重量％のハフニウム）、約 0． 0 2 重量％～約 0． 1 重量％の炭素（例えば、約 0． 0 3 重量％～約 0． 0 8 重量％の炭素）、約 0． 0 1 重量％～約 0． 4 重量％のホウ素（例えば、約 0． 0 2 重量％～約 0． 0 4 重量％のホウ素）、約 0． 1 5 重量％～約 1． 3 重量％のジルコニウム（例えば、約 0． 2 5 重量％～約 1． 0 重量％のジルコニウム、例えば、約 0． 2 5 重量％～約 0． 5 5 重量％）、及び残部のニッケル及び不純物。

10

【 0 0 3 6 】

上に記載の成分範囲を下表 1 にまとめた。これらは重量％（w t ％）で表されている。

【 0 0 3 7 】

【表 1】

成分	広い範囲（w t ％）	好ましい範囲（w t ％）	例示的な範囲（w t ％）
C o	1 0． 0－2 5． 0	1 7． 0－2 1． 0	2 0． 0
C r	9． 0－1 4． 0	1 0． 5－1 3． 0	1 1． 0
T a	最大 1 0． 0	4． 6－5． 6	5． 0
A l	2． 0－6． 0	2． 6－3． 8	3． 2
T i	2． 0－6． 0	2． 5－3． 7	2． 7
W	1． 5－6． 0	2． 5－4． 5	4． 3
M o	1． 5－5． 5	2． 0－5． 0	2． 5
N b	最大 3． 5	1． 3－3． 2	2． 0
H f	0． 0 1－1． 0	0． 3－0． 8	0． 5
C	0． 0 2－0． 1 0	0． 0 3－0． 0 8	0． 0 5 8
B	0． 0 1－0． 4	0． 0 2－0． 0 4	0． 0 3
Z r	0． 1 5－1． 3	0． 2 5－0． 5 5	0． 2 5
N i	残余分	残余分	残余分

20

より高いアルミニウムレベルは、高温での使用に必要な合金の安定性を向上させるが、より高いチタンレベルが大部分の機械的特性に対して一般に有益であるということから、表 1 に記載の合金のチタン：アルミニウム重量比が重要であると考えられる。モリブデン：モリブデン＋タングステン重量比も重要であると考えられるが、それはこの比が、高温で応答する高融点元素含量を示し、ガンマ相及びガンマプライム相の高融点元素含量のバランスをとるからである。さらに、望ましくなく、大量にあると合金能力を低下させるシグマ相又はイータ相などの脆化相、或いは他のトポロジ－稠密充填（T C P）相の形成を避けるために、チタン、タンタル及びクロム（及び他の高融点元素）の量のバランスがとられる。表 1 に一覧にした元素とは別に、望ましくない特性につながることなく、少量の他の合金化構成成分が存在することもできると考えられる。このような構成成分及びそれらの（重量による）量には、2． 5 ％以下のレニウム、2 ％以下のバナジウム、2 ％以下の鉄及び／又は 0． 1 ％以下のマグネシウムが含まれる。

30

【 0 0 3 8 】

本発明の好ましい態様によれば、表 1 に記載の超合金は、H f の使用に関連する欠点を抑えながら、高温でのクリープ及び耐疲労亀裂成長性の両方における改善を含め、高温滞留特性においてバランスがとれた改善の可能性をもたらす。

40

【 0 0 3 9 】

表 1 において、ある特定のガンマプライムニッケル基超合金に関して上で議論したが、Z r による H f の置換は、H f を含む任意のガンマプライムニッケル基超合金において利用することができる。本実施形態では、ハフニウムとジルコニウムの両方がガンマプライムニッケル基超合金中に存在し、ハフニウム及びジルコニウムの総量（H f ＋ Z r ）は約 0． 3 重量％～約 1． 5 重量％である。例えば、このような実施形態では、少なくともいくつかの量だけ存在するハフニウム（例えば、約 0． 0 1 重量％～約 1． 0 重量％）と共に、ジルコニウムの量をガンマプライムニッケル基超合金の約 0． 2 5 重量％以上（例え

50

ば、約 0.25 重量%～約 1.0 重量%のジルコニウム、例えば、約 0.25 重量%～約 0.55 重量%)にすることができる。

【0040】

表 2 を参照すると、いくつかの市販の Hf 含有ガンマブライムニッケル基超合金の組成が記載されており、これらは重量% (wt%) で表されている。

【0041】

【表 2】

合金名	Ni	Al	Ti	Ta	Cr	Co	Mo	W	Nb	C	B	Zr	Hf
AF115LC	55.380	3.8	3.9	0	10.5	15	2.8	5.9	1.8	0.05	0.02	0.05	0.8
AF115	54.080	3.8	3.9	0	10.5	15	2.8	5.9	1.8	0.15	0.02	0.05	2
EP741NP	58.610	5.1	1.8	0	9	15.8	3.9	5.5	0	0.04	<0.015	<0.015	0.25
Merl 76	54.755	5	4.3	0	12.4	18.5	3.2	0	1.4	0.025	0.02	0	0.4
NR3 (Onera)	60.681	3.65	5.5	0	11.8	14.65	3.3	0	0	0.024	0.013	0.052	0.33
RR1000	54.850	3	3.8	1.75	14.75	16.5	4.75	0	0	0.0225	0.018	0.06	0.5
SR3	60.525	2.6	4.9	0	13	12	5.1	0	1.6	0.03	0.015	0.03	0.2

10

上述の通り、これらの Hf 含有ガンマブライムニッケル基超合金のそれぞれにおける Zr の濃度は、Hf 濃度を下げながら、約 0.15 重量%～約 1.3 重量%、例えば、約 0.25 重量%～約 0.55 重量%に上げることができる。

【0042】

しかし、合金組成の一部として形式的には確認されないが、多くの合金が構成成分として Hf を許容する。これらの合金において、Hf の濃度は通常、存在するにしても公称量で存在する。すなわち、このような合金には、0 重量% (すなわち、Hf を含まない。)～約 0.01 重量% (すなわち、公称量の Hf が存在する。)含まれる。したがって、代替の実施形態は、名目上 Hf 含有及び / 又は Hf フリーガンマブライムニッケル基超合金を対象とする。これらの名目上 Hf 含有及び / 又は Hf フリーガンマブライムニッケル基超合金において、Zr 濃度は約 0.15 重量%～約 1.3 重量%、例えば、約 0.25 重量%～約 0.55 重量%である一方、Hf が存在したとしても、存在する必要性をさらに最小限に抑えながら、改善された耐クリープ性、引張強度及び高温滞留能力を実現する。そのように改質された合金は、高度な鋸歯状形状、入り組んだ形状又は不規則な形状を有する超合金の粒界を示すことがあり、超合金の耐疲労亀裂成長性を増進すると考えられる蛇行した粒界破壊経路が生み出される。

20

30

【0043】

例えば、このような実施形態では、ガンマブライムニッケル基超合金内において、全く存在しないか、又は名目上存在するハフニウムの量 (例えば、約 0.001 重量%～約 0.1 重量%、例えば、約 0.01 重量%～約 0.08 重量%) と共に、ジルコニウムの量をガンマブライムニッケル基超合金の約 0.15 重量%以上 (例えば、約 0.25 重量%～約 1.3 重量%のジルコニウム、例えば、約 0.25 重量%～約 0.55 重量%) にすることができる。さらに、高強度ガンマブライムニッケル基超合金とみなすために、合金組成には、タングステン又はニオブの 1 種以上と共に、総量で約 4 重量%以上の Al 及び Ti (例えば、約 4 重量%～約 15 重量%) が含まれる。

【0044】

40

したがって、一実施形態では、0 重量%～約 0.01 重量%の Hf、総量で約 4 重量%以上の Al 及び Ti (例えば、約 4 重量%～約 15 重量%)、W 又は Nb の 1 種以上、及び約 0.15 重量%～約 1.3 重量%のジルコニウム、例えば、約 0.25 重量%～約 0.55 重量%のジルコニウムを含むガンマブライムニッケル基超合金が概して提供される。このようなガンマブライムニッケル基超合金は以下を含む：約 0 重量%～約 21 重量%のコバルト (例えば、約 1 重量%～約 20 重量%のコバルト)、約 10 重量%～約 30 重量%のクロム (例えば、約 10 重量%～約 20 重量%のクロム)、0 重量%～約 4 重量%のタンタル (例えば、0 重量%～約 2.5 重量%のタンタル)、0.1 重量%～約 5 重量%のアルミニウム (例えば、約 1 重量%～約 4 重量%のアルミニウム)、0.1 重量%～約 10 重量%のチタン (例えば、約 0.2 重量%～約 5 重量%のチタン)、0 重量%～約

50

1 4 重量%のタングステン（例えば、約 1 重量%～約 6 . 5 重量%のタングステン）、0 重量%～約 1 5 重量%のモリブデン（例えば、約 1 重量%～約 1 0 重量%のモリブデン）、0 重量%～約 4 0 重量%の鉄（例えば、0 重量%～約 1 5 重量%の鉄）、0 重量%～約 1 重量%のマンガン（例えば、0 重量%～約 0 . 5 重量%のマンガン）、0 重量%～約 1 重量%のケイ素（例えば、0 重量%～約 0 . 5 重量%のケイ素）、0 重量%～約 5 重量%のニオブ（例えば、0 重量%～約 3 . 6 重量%のニオブ）、0 重量%～約 0 . 0 1 重量%のハフニウム（例えば、0 重量%～約 0 . 0 0 5 重量%のハフニウム）、0 重量%～約 0 . 3 5 重量%の炭素（例えば、約 0 . 0 1 重量%～約 0 . 1 重量%の炭素）、0 重量%～約 0 . 3 5 重量%のホウ素（例えば、約 0 . 0 1 重量%～約 0 . 0 1 重量%のホウ素）、約 0 . 1 5 重量%～約 1 . 3 重量%のジルコニウム（例えば、約 0 . 2 5 重量%～約 1 . 0 重量%のジルコニウム、例えば、約 0 . 2 5 重量%～約 0 . 5 5 重量%）、及び残部のニッケル及び不純物。

10

【 0 0 4 5 】

上に記載の成分範囲を下表 3 にまとめた。これらは重量%（w t %）で表されている。

【 0 0 4 6 】

【表 3】

成分	広い範囲（w t %）	好ましい範囲（w t %）
C o	0－2 1 . 0	1－2 0
C r	1 0－3 0	1 0－2 0
T a	0－4	0－2 . 5
A l	0 . 1－5 . 0	1－4
T i	0 . 1－1 0	0 . 2－5
W	0－1 4	1－6 . 5
M o	0－1 5	1－1 0
F e	0－4 0	0－1 5
M n	0－1	0－0 . 5
S i	0－1	0－0 . 5
N b	0-5	0-3 . 6
H f	0－0 . 0 1	0－0 . 0 0 5
C	0－0 . 3 5	0 . 0 1－0 . 1
B	0－0 . 3 5	0 . 0 1－0 . 1
Z r	0 . 1 5－1 . 3	0 . 2 5－0 . 5 5
N i	残余分	残余分

20

30

表 3 に一覧にした元素とは別に、望ましくない特性につながることなく、少量の他の合金化構成成分が存在することでもできると考えられる。このような構成成分及びそれらの（重量による）量には、2 . 5 %以下のレニウム、2 %以下のバナジウム、2 %以下の鉄及び / 又は 0 . 1 %以下のマグネシウムが含まれる。本発明の好ましい態様によれば、表 3 に記載の超合金は、H f の使用に関連する欠点を抑えながら、高温でのクリープ及び耐疲労亀裂成長性の両方における改善を含め、高温滞留特性においてバランスがとれた改善の可能性をもたらす。

40

【 0 0 4 7 】

表 4 はいくつかの市販の H f フリーガンマブライムニッケル基超合金の組成を示し、これらは重量%（w t %）で表されている。

【 0 0 4 8 】

【表 4】

合金名	Ni	Al	Ti	Ta	Cr	Co	Mo	W	Nb	Fe	Mn	Si	C	B	Zr	Hf	その他
合金10	55.37	3.7	3.8	0.9	10.2	15	2.8	6.2	1.9	0	0	0	0.03	0.03	0.07	0	0
KN4	55.91	4	4	0	12	18	4	0	2	0	0	0	0.03	0.03	0.03	0	0
LSHR	49.59	3.5	3.5	1.6	12.5	20.7	2.7	4.3	1.5	0	0	0	0.03	0.03	0.05	0	0
ME16	49.97	3.4	3.7	2.4	13	20.6	3.8	2.1	0.9	0	0	0	0.05	0.03	0.05	0	0
NF3	53.79	3.6	3.6	2.5	10.5	18	2.9	3	2	0	0	0	0.03	0.03	0.05	0	0
P/MU720	57.89	2.55	5.05	0	15.6	14.6	3	1.24	0	0	0	0	0.008	0.03	0.03	0	0
Rene 104	50.97	3.5	4.5	2.25	13	18.5	3.85	1.75	1.625	0	0	0	0.0575	0	0	0	0
Rene 88	68.46	2.1	3.7	0	16	1	4	4	0.7	0	0	0	0.03	0.015	0	0	0
Rene 95	61.29	3.5	2.5	0	14	8	3.5	3.5	3.5	0	0	0	0.15	0.01	0.05	0	0
Udimet 520	56.95	2	3	0	19	12	6	1	0	0	0	0	0.05	0.005	0	0	0
Udimet 710	54.91	2.5	5	0	18	15	3	1.5	0	0	0	0	0.07	0.02	0	0	0
Udimet 720	55.51	2.5	5	0	17.9	14.7	3	1.3	0	0	0	0	0.03	0.033	0.03	0	0
Unitemp AF2-1DA	58.44	4.6	3	1.5	12	10	3	6	0	1	0	0	0.35	0.014	0.1	0	0
Unitemp AF2-1DA	60.35	4	2.8	1.5	12	10	2.7	6.5	0	0	0	0	0.04	0.015	0.1	0	0

上述の通り、これらの名目 H F 又は H f フリーガンマブライムニッケル基超合金のそれ

10

20

30

40

50

それぞれにおけるZrの濃度は、合金中のあらゆるHfをほとんど又は完全に排除しながら（すなわち、約0.01重量%未満）、約0.15重量%～約1.3重量%、例えば、約0.25重量%～約0.55重量%に上げることができる。したがって、表4に示す合金はそれぞれ、約0.25重量%～約1.3重量%のZr、例えば、約0.25重量%～約0.55重量%のZrを含むように改質することができる。

【0049】

一実施形態では、超合金構成部品は、その上に耐食皮膜を有することができる。図2を参照すると、超合金基材26の表面領域24上に堆積された耐食皮膜22が示されている。超合金基材26は、図1のディスク、又はガスタービンエンジン内のその他の任意の構成部品であってもよい。

【0050】

この書面による説明は、例を使用して、最良の態様を含めて、本発明を開示すると共に、当業者が、任意の機器もしくはシステムの作成及び使用、並びに任意の組み込まれた方法の実行を含めて、本発明を実施することも可能にするものである。本発明の特許可能な範囲は特許請求の範囲によって定義され、当業者が想起する他の例を含んでいてもよい。そのような他の例は、それらの例が特許請求の範囲の文言と異なる構造要素を含む場合、又はそれらの例が特許請求の範囲の文言と非実質的な差異を有する等価構造要素を含む場合、特許請求の範囲内にあることを意図している。

10

【図1】

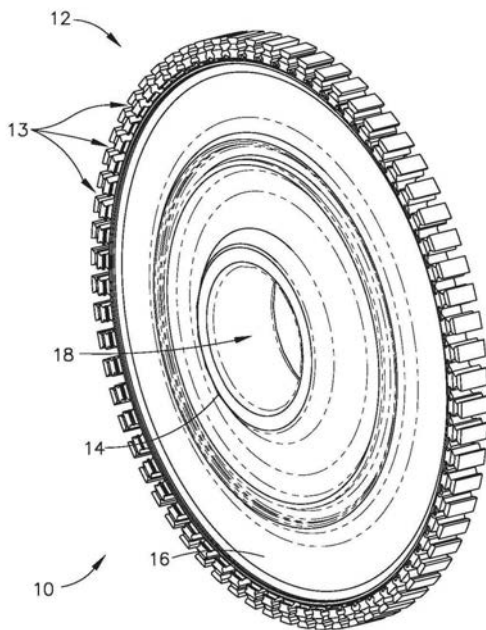


FIG. 1

【図2】

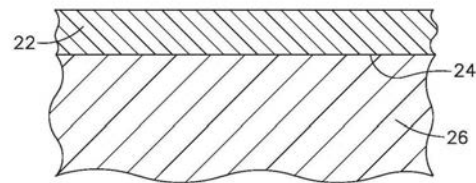


FIG. 2

【図3】

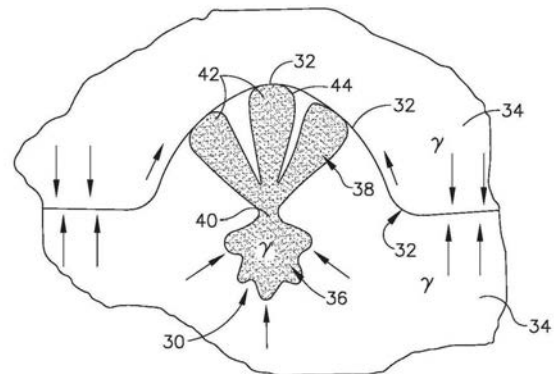


FIG. 3

【国際調査報告】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/US2015/045547

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

INV. C22C19/05
ADD.

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

EPO-Internal, WPI Data, CHEM ABS Data

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP 1 195 446 A1 (GEN ELECTRIC [US]) 10 April 2002 (2002-04-10) paragraph [0028]; claims 1,9-11 -----	1-11
X	US 2011/203707 A1 (MOURER DAVID PAUL [US]) ET AL) 25 August 2011 (2011-08-25)	23-31, 33-35
A	claims 1,6-8; figures 1,3 -----	1-11
A	EP 1 065 290 A1 (SUMITOMO METAL IND [JP]) 3 January 2001 (2001-01-03) claim 1; example 4; table 1 -----	1-11

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents :

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

31 March 2016

Date of mailing of the international search report

05/07/2016

Name and mailing address of the ISA/

European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel: (+31-70) 340-2040,
Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Rolle, Susett

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

 International application No.
PCT/US2015/045547
Box No. II Observations where certain claims were found unsearchable (Continuation of Item 2 of first sheet)

This international search report has not been established in respect of certain claims under Article 17(2)(a) for the following reasons:

1. ☐ Claims Nos.:
because they relate to subject matter not required to be searched by this Authority, namely:

2. ☐ Claims Nos.:
because they relate to parts of the international application that do not comply with the prescribed requirements to such an extent that no meaningful international search can be carried out, specifically:

3. ☐ Claims Nos.:
because they are dependent claims and are not drafted in accordance with the second and third sentences of Rule 6.4(a).

Box No. III Observations where unity of invention is lacking (Continuation of Item 3 of first sheet)

This International Searching Authority found multiple inventions in this international application, as follows:

see additional sheet

1. ☐ As all required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers all searchable claims.

2. ☐ As all searchable claims could be searched without effort justifying an additional fee, this Authority did not invite payment of additional fees.

3. ☐ As only some of the required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers only those claims for which fees were paid, specifically claims Nos.:

4. ☒ No required additional search fees were timely paid by the applicant. Consequently, this international search report is restricted to the invention first mentioned in the claims; it is covered by claims Nos.:

1-11, 29(completely); 23-28, 30, 31, 33-35(partially)

Remark on Protest

- ☐ The additional search fees were accompanied by the applicant's protest and, where applicable, the payment of a protest fee.
- ☐ The additional search fees were accompanied by the applicant's protest but the applicable protest fee was not paid within the time limit specified in the invitation.
- ☐ No protest accompanied the payment of additional search fees.

International Application No. PCT/US2015/045547

FURTHER INFORMATION CONTINUED FROM PCT/ISA/ 210

This International Searching Authority found multiple (groups of) inventions in this international application, as follows:

1. claims: 1-11, 29(completely); 23-28, 30, 31, 33-35(partially)

Hf-containing, gamma prime nickel-based superalloy, comprising:
 about 10 wt% to about 22 wt% cobalt;
 about 9 wt% to about 14 wt% chromium;
 0 wt% to about 10 wt% tantalum;
 about 2 wt% to about 6 wt% aluminum;
 about 2 wt% to about 6 wt% titanium;
 about 1.5 wt% to about 6 wt% tungsten;
 about 1.5 wt% to about 5.5 wt% molybdenum;
 0 wt% to about 3.5 wt% niobium;
 about 0.01 wt% to about 1.0 wt% hafnium;
 about 0.02 wt% to about 0.1 wt% carbon;
 about 0.01 wt% to about 0.4 wt% boron;
 about 0.15 wt% to about 1.3 wt% zirconium; and the balance nickel and impurities.

2. claims: 12-22, 32(completely); 23-28, 30, 31, 33-35(partially)

A gamma prime nickel-based superalloy, comprising:
 0 wt% to about 21 wt% cobalt;
 about 10 wt% to about 30 wt% chromium;
 0 wt% to about 4 wt% tantalum;
 0.1 wt% to about 5 wt% aluminum;
 0.1 wt% to about 10 wt% titanium;
 0 wt% to about 14 wt% tungsten;
 0 wt% to about 15 wt% molybdenum;
 0 wt% to about 40 wt% iron;
 0 wt% to about 1 wt% manganese;
 0 wt% to about 1 wt% silicon;
 0 wt% to about 5 wt% niobium;
 0 wt% to about 0.01 wt% hafnium;
 0 wt% to about 0.35 wt% carbon;
 0 wt% to about 0.35 wt% boron;
 about 0.25 wt% to about 1.3 wt% zirconium; and the balance nickel and impurities,
 wherein the gamma prime nickel-based superalloy includes at least 4 wt% of a combined amount of aluminum and titanium, and wherein the gamma prime nickel-based superalloy includes tungsten, niobium, or a mixture thereof.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/US2015/045547

Patent document cited in search report		Publication date	Patent family member(s)	Publication date
EP 1195446	A1	10-04-2002	EP 1195446 A1	10-04-2002
			EP 1666618 A1	07-06-2006

US 2011203707	A1	25-08-2011	NONE	

EP 1065290	A1	03-01-2001	CA 2312581 A1	30-12-2000
			DE 60004737 D1	02-10-2003
			DE 60004737 T2	17-06-2004
			EP 1065290 A1	03-01-2001
			KR 20010007520 A	26-01-2001
			US 6458318 B1	01-10-2002

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 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/10 H	
	C 2 2 F 1/00 6 8 3	
	C 2 2 F 1/00 6 0 1	
	C 2 2 F 1/00 6 0 2	
	C 2 2 F 1/00 6 2 8	
	C 2 2 F 1/00 6 3 0 A	
	C 2 2 F 1/00 6 3 0 G	
	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 7	
	C 2 2 F 1/00 6 9 1 A	
	C 2 2 F 1/00 6 9 2 A	
	C 2 2 F 1/00 6 9 2 B	
	C 2 2 F 1/00 6 4 0 A	

(81)指定国 AP(BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), EA(AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), EP(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG), AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US

(72)発明者 ムーラー, デイビッド・ポール
アメリカ合衆国、マサチューセッツ州・01910-0002、リン、ウェスタン・アベニュー、
1000番

(72)発明者 ウェスマン, アンドリュー・エゼキエル
アメリカ合衆国、オハイオ州・45215、シンシナティ、エムディー・エム89、ノイマン・ウ
エイ、1番

Fターム(参考) 3G202 AA11 AB08