

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5869034号  
(P5869034)

(45) 発行日 平成28年2月24日 (2016. 2. 24)

(24) 登録日 平成28年1月15日 (2016. 1. 15)

(51) Int. Cl.		F I	
<b>C 2 2 C</b>	<b>19/05</b>	<b>(2006. 01)</b>	C 2 2 C 19/05 C
<b>F 0 1 D</b>	<b>25/00</b>	<b>(2006. 01)</b>	F 0 1 D 25/00 L
<b>F 0 2 C</b>	<b>7/00</b>	<b>(2006. 01)</b>	F 0 2 C 7/00 C
<b>F 0 1 D</b>	<b>5/28</b>	<b>(2006. 01)</b>	F 0 1 D 5/28
<b>F 0 1 D</b>	<b>5/02</b>	<b>(2006. 01)</b>	F 0 1 D 5/02

請求項の数 15 外国語出願 (全 16 頁)

(21) 出願番号 特願2014-90135 (P2014-90135)  
 (22) 出願日 平成26年4月24日 (2014. 4. 24)  
 (62) 分割の表示 特願2012-525195 (P2012-525195)  
 の分割  
 原出願日 平成22年8月20日 (2010. 8. 20)  
 (65) 公開番号 特開2014-156660 (P2014-156660A)  
 (43) 公開日 平成26年8月28日 (2014. 8. 28)  
 審査請求日 平成26年5月23日 (2014. 5. 23)  
 (31) 優先権主張番号 0955714  
 (32) 優先日 平成21年8月20日 (2009. 8. 20)  
 (33) 優先権主張国 フランス (FR)  
 (31) 優先権主張番号 1053607  
 (32) 優先日 平成22年5月7日 (2010. 5. 7)  
 (33) 優先権主張国 フランス (FR)

(73) 特許権者 506034754  
 オウベル・アンド・デュヴァル  
 フランス・F-75015・パリ・アヴニ  
 ュ・デュ・メーヌ・33・トゥール・マイ  
 ン・モンパルナス  
 (74) 代理人 100108453  
 弁理士 村山 靖彦  
 (74) 代理人 100064908  
 弁理士 志賀 正武  
 (74) 代理人 100089037  
 弁理士 渡邊 隆  
 (74) 代理人 100110364  
 弁理士 実広 信哉

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 ニッケル超合金およびニッケル超合金から製造された部品

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

各元素の含有量が質量パーセントで表される以下の組成、すなわち

1 . 3 % A l 2 . 8 %、  
 0 ≤ C o 7 %、  
 1 4 % C r 1 7 %、  
 0 ≤ F e 1 2 %、  
 2 % M o 5 %、  
 0 . 5 % N b + T a 2 . 5 %、  
 2 . 5 % T i 4 . 5 %、  
 1 % W 4 %、  
 0 . 0 0 3 0 % B 0 . 0 3 0 %、  
 0 ≤ C 0 . 1 %、  
 0 . 0 1 % Z r 0 . 0 6 %、

のニッケル基超合金であって、

残りの部分は、ニッケルと、製造に由来する不純物と、からなり、

前記組成は、前記含有量が原子パーセントで表される以下の式、すなわち

$$8 \text{ A l a t \%} + \text{ T i a t \%} + \text{ N b a t \%} + \text{ T a a t \%} \leq 1 1$$

$$0 . 7 \text{ ( T i a t \%} + \text{ N b a t \%} + \text{ T a a t \%} ) / \text{ A l a t \%} \leq 1 . 3$$

を満たすニッケル基超合金。

## 【請求項2】

その組成は、前記含有量が原子パーセントで表される次式、すなわち

$$1 \quad (Ti \text{ at}\% + Nb \text{ at}\% + Ta \text{ at}\%) / Al \text{ at}\% \quad 1.3$$

を満たすことを特徴とする請求項1に記載のニッケル基超合金。

## 【請求項3】

前記ニッケル基超合金は、質量パーセントが3%と12%との間のFeを含むことを特徴とする請求項1または2に記載のニッケル基超合金。

## 【請求項4】

その組成が、質量パーセントで表されると、

$$1.3\% \quad Al \quad 2.8\%、$$

$$0 \leq C \leq 0.7\%、$$

$$1.4\% \quad Cr \quad 1.7\%、$$

$$3\% \quad Fe \quad 9\%、$$

$$2\% \quad Mo \quad 5\%、$$

$$0.5\% \quad Nb + Ta \quad 2.5\%、$$

$$2.5\% \quad Ti \quad 4.5\%、$$

$$1\% \quad W \quad 4\%、$$

$$0.0030\% \quad B \quad 0.030\%、$$

$$0 \leq C \leq 0.1\%、$$

$$0.01\% \quad Zr \quad 0.06\%、$$

であり、かつその組成は、前記含有量が原子パーセントで表される次式、すなわち

$$8 \quad Al \text{ at}\% + Ti \text{ at}\% + Nb \text{ at}\% + Ta \text{ at}\% \quad 11$$

$$0.7 \quad (Ti \text{ at}\% + Nb \text{ at}\% + Ta \text{ at}\%) / Al \text{ at}\% \quad 1.3$$

を満たし、

残りの部分が、ニッケルと、製造に由来する不純物と、からなることを特徴とする請求項1または2に記載のニッケル基超合金。

## 【請求項5】

$1 \quad (Ti \text{ at}\% + Nb \text{ at}\% + Ta \text{ at}\%) / Al \text{ at}\% \quad 1.3$ であることを特徴とする請求項4に記載のニッケル基超合金。

## 【請求項6】

その組成は、質量パーセントで表されると、

$$1.8\% \quad Al \quad 2.8\%、$$

$$0 \leq C \leq 0.7\%、$$

$$1.4\% \quad Cr \quad 1.7\%、$$

$$3.6\% \quad Fe \quad 7\%、$$

$$2\% \quad Mo \quad 4\%、$$

$$0.5\% \quad Nb + Ta \quad 2\%、$$

$$2.8\% \quad Ti \quad 4.2\%、$$

$$1.5\% \quad W \quad 3.5\%、$$

$$0.0030\% \quad B \quad 0.030\%、$$

$$0 \leq C \leq 0.07\%、$$

$$0.01\% \quad Zr \quad 0.06\%、$$

であり、かつその組成は、前記含有量が原子パーセントで表される次式、すなわち

$$8 \quad Al \text{ at}\% + Ti \text{ at}\% + Nb \text{ at}\% + Ta \text{ at}\% \quad 11$$

$$0.7 \quad (Ti \text{ at}\% + Nb \text{ at}\% + Ta \text{ at}\%) / Al \text{ at}\% \quad 1.3$$

を満たし、

残りの部分が、ニッケルと、製造に由来する不純物と、からなることを特徴とする請求項4に記載のニッケル基超合金。

## 【請求項7】

$$0.7 \quad (Ti \text{ at}\% + Nb \text{ at}\% + Ta \text{ at}\%) / Al \text{ at}\% \quad 1.15 \text{ である}$$

10

20

30

40

50

ことを特徴とする請求項 6 に記載のニッケル基超合金。

【請求項 8】

1 (Ti at% + Nb at% + Ta at%) / Al at% 1.3 であることを特徴とする請求項 6 に記載のニッケル基超合金。

【請求項 9】

前記ニッケル基超合金が、30%と44%との間を含む  $\gamma$  相分率を構成することを特徴とし、かつ前記ニッケル基超合金の  $\gamma$  相のソルバスが1, 145 未満であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載のニッケル基超合金。

【請求項 10】

前記ニッケル基超合金が、32%と42%との間を含む  $\gamma$  相分率を構成することを特徴と請求項 9 に記載のニッケル基超合金。 10

【請求項 11】

前記ニッケル基超合金の組成は、前記元素の含有量が、700 のマトリックスにおいて計算されかつ原子パーセントで表される次式、すなわち

$$\begin{aligned} & 0.717 \text{ Ni at\%} + 0.858 \text{ Fe at\%} + 1.142 \text{ Cr at\%} \\ & + 0.777 \text{ Co at\%} + 1.55 \text{ Mo at\%} + 1.655 \text{ W at\%} \\ & + 1.9 \text{ Al at\%} + 2.271 \text{ Ti at\%} + 2.117 \text{ Nb at\%} \\ & + 2.224 \text{ Ta at\%} \quad 0.901 \end{aligned}$$

を満たすことを特徴とする請求項 1 または 2 に記載のニッケル基超合金。

【請求項 12】 20

原子パーセントで表される Cr 含有量が、700 のマトリックスにおいて 24 at% を超えることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載のニッケル基超合金。

【請求項 13】

原子パーセントで表される Mo + W の含有量が、マトリックスにおいて 2.8 at% であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載のニッケル基超合金。

【請求項 14】

その組成が、請求項 1 から 13 のいずれか一項に基づくことを特徴とするニッケル超合金の部品。

【請求項 15】

航空用または陸上用ガスタービンのコンポーネントであることを特徴とする請求項 14 に記載のニッケル超合金の部品。 30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、特に陸上用または航空用タービン部品、例えばタービンのディスクの製造を意図する、ニッケル基超合金の分野に関する。

【背景技術】

【0002】

タービンの性能向上は、高温で、益々高性能の合金を必要とする。これらの合金は、特に、700 のオーダーの運転温度をサポートすることができるべきである。 40

【0003】

この目的のために、これらの温度で優れた機械的特性（引張強度、耐クリープ性および耐酸化性、亀裂伝播強度）を前記用途で保証し、同時に、それらにより製造された部品に長い使用寿命をもたらす良好な微細組織安定性を保持しているように、超合金が開発された。

【0004】

これらの要件を満たし得る公知の合金は、一般に、 $\gamma$  相 Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) の存在を助長する元素が、多く添加されており、 $\gamma$  相の比率は、多くの場合、組織の 45% を超える。このため、液体金属からのインゴットの鑄造の後、一連の成形処理および熱処理が行われる通常の方法（インゴット法）により、満足すべき結果をもってこれらの合金を 50

利用することは不可能である。これらの合金は、粉末冶金によりのみ得ることができ、それらの合金を得るのに非常に高コストであるという大きな欠点を有する。

【0005】

それらの合金を得るためのコストを下げるために、通常の方法による利用を可能にする合金が開発された。特に、これは、特に特許文献1および特許文献2に記載されている、UDIMET 720の名称で知られるニッケル基超合金である。この超合金は通常、重量パーセントで表されると、次の組成を有する。

微量 Fe 0.5%、  
12% Cr 20%、  
13% Co 19%、  
2% Mo 3.5%、  
0.5% W 2.5%、  
1.3% Al 3%、  
4.75% Ti 7%、

低炭素型では、0.005% C 0.045%であり、高炭素型では炭素含有量が0.15%まで上昇し得るものであり、

0.005% B 0.03%、  
微量 Mn 0.75%、  
0.01% Zr 0.08%、

残りの部分は、ニッケルと、製造に由来する不純物と、である。

【0006】

TMW4の名称で知られる合金もまた開発され、その可能な組成は、重量パーセントで、通常、次の通りである。

Cr = 15%、  
Co = 26.2%、  
Mo = 2.75%、  
W = 1.25%、  
Al = 1.9%、  
Ti = 6%、  
C = 0.015%、  
B = 0.015%、

残りの部分は、ニッケルと、製造に由来する不純物と、である。

【0007】

UDIMET 720またはTMW4型の超合金により、目指す目標を部分的に達成することが可能である。高温で、これらの合金は、それらの高Co含有量のために、良好な機械的特性を実際に維持し、これらの合金は、インゴットから通常の方法により、従って粉末冶金によるよりも費用のかからない方法で、得ることができる。

【0008】

しかし、それらの合金は通常、12%と27%との間を含む大きなCo含有量というだけで、依然として高コストを示す。さらに、それらの合金は、特に、かなりの大きさ(約45%)に留まる $\gamma$ 相の体積分率に起因する、低い鍛造性のために、通常インゴット法により利用するのが依然として困難なままである。実際に、 $\gamma$ 相の大きな体積分率のために、鍛造が亀裂の生成のおそれなく可能である温度範囲は、狭く、かつ鍛造中、適切な温度を常に維持するために、頻繁にそれらをオープンに戻すことを強いる。さらに、これらの合金では、 $\gamma$ スーパーソルバスにおいて(すなわち、 $\gamma$ ソルバス温度より上で、従って、 $\gamma$ 相が溶液になる温度)鍛造することは、亀裂が発生するおそれがあるので、不可能である。これらの合金は、サブソルバスにおいて(従って、 $\gamma$ ソルバス未満の温度で)のみ鍛造でき、このために、 $\gamma$ 相スピンドルを含み、かつ超音波による非破壊試験中に浸透性欠陥(permeability defect)を引き起こす不均一組織に導かれる。したがって、これらの合金では、鍛造工程は、細心の注意を要し、制御が難しく、費用が掛か

10

20

30

40

50

る。

【0009】

それらの合金を得るためのコストを低減するために、700 に近い使用温度で前記の利用を可能にする新規ニッケル超合金が開発された。「718 プラス (718 PLUS)」の名称で知られるこの型の合金は、特許文献3に記載され、通常、重量パーセントで次の組成を有する。

微量 Fe 14%、  
12% Cr 20%、  
5% Co 12%、  
微量 Mo 4%、  
微量 W 6%、  
0.6% Al 2.6%、  
0.4% Ti 1.4%、  
4% Nb 8%、  
微量 C 0.1%、  
0.003% P 0.03%、  
0.003% B 0.015%、

残りの部分は、ニッケル、および製造に由来する不純物である。

【0010】

前記合金に比べて、用いられる原材料(合金元素)に起因する、それらを得るためのコストを低減するために、718 プラスは、より顕著でないCo含有量を有する。さらに、熱機械的処理に起因する、それらを得るためのコストを低減するために、この合金の鍛造性は、 $\gamma$ 相の体積分率をかなり減らすことにより改善された。しかし、 $\gamma$ 相の体積分率を減らすことは、全般に高温機械特性および部品性能を損なって実現され、これらは、実際に、先に説明された合金のものより明らかに劣る。

【0011】

したがって、陸上用または航空用タービンの分野において、718 プラス合金の使用は、熱機械的応力に関する要件の重要性が低い、特定の用途に限定されている。

【0012】

さらに、718 プラス合金は、高いNb含有量(4%と8%との間を含む)を有し、このことは、製造中の、その化学的均質性にとって不利である。実際に、Nbは、凝固の最後に、かなりの偏析に導く元素である。これらの偏析は、製造欠陥(白点)の発生に導き得る。インゴットの製造中の狭くかつ特定の再溶解速度窓(remelting rate windows)だけが、これらの欠陥を減少させる。したがって、718 プラスの製造は、複雑であるとともに制御するのが難しい方法を含む。超合金における高いNb含有量はまた、高温での亀裂の伝播に対して、かなり不利であることも知られている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0013】

【特許文献1】米国特許第3,667,938号明細書

【特許文献2】米国特許第4,083,734号明細書

【特許文献3】国際公開第03/097888号パンフレット

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0014】

本発明の目的は、低コストで合金を得る、すなわちUDIMET720型の合金のコストより合金元素のコストがより高額でなく、かつUDIMET720型の合金に比べて、鍛造性が向上していると同時に、高温(700)で優れた、すなわち718 プラスの機械的特性より優れた機械的特性を有する合金を提供することである。別の言い方をすると、前記目的は、組成により、前記用途に対して、優れた高温の機械的特性と、それを得る

10

20

30

40

50

ために許容されるコストとの間で妥協を可能とする合金を提供することである。この合金は、また、より大きな信頼性で、それらが得られるように、制約の多すぎない製造および鍛造条件下で得ることができるべきである。

【課題を解決するための手段】

【0015】

この意図のために、本発明の目的は、以下の組成のニッケル基超合金であり、各元素の含有量が、重量パーセントで表されると、

1.3% Al 2.8%、  
 微量 Co 11%、  
 14% Cr 17%、  
 微量 Fe 12%、  
 2% Mo 5%、  
 0.5% Nb + Ta 2.5%、  
 2.5% Ti 4.5%、  
 1% W 4%、  
 0.0030% B 0.030%、  
 微量 C 0.1%、  
 0.01% Zr 0.06%、

10

であり、

残りの部分は、ニッケルと、製造に由来する不純物と、からなり、

前記組成は、含有量が原子 (atomic) パーセントで表される次式、すなわち

$$8 \text{ Al at\% (原子\%)} + \text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%} - 110.7 (\text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%}) / \text{Al at\%} - 1.3$$

を満たすものとする。

20

【0016】

好ましくは、その組成は、含有量が原子パーセントで表される次式を満たす。

$$1 (\text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%}) / \text{Al at\%} - 1.3$$

【0017】

好ましくは、それは、重量パーセントで3%と12%との間のFeを含む。

【0018】

好ましくは、その組成は、重量パーセントで表されると、

1.3% Al 2.8%、  
 7% Co 11%、  
 14% Cr 17%、  
 3% Fe 9%、  
 2% Mo 5%、  
 0.5% Nb + Ta 2.5%、  
 2.5% Ti 4.5%、  
 1% W 4%、  
 0.0030% B 0.030%、  
 微量 C 0.1%、  
 0.01% Zr 0.06%、

40

であり、

その組成は、含有量が原子パーセントで表される次式、すなわち

$$8 \text{ Al at\%} + \text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%} - 110.7 (\text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%}) / \text{Al at\%} - 1.3$$

を満たし、

残りの部分は、ニッケルと、製造に由来する不純物と、からなる。

【0019】

好ましくは、この合金では、 $1 (\text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%}) / \text{Al}$

50

at% 1.3である。

【0020】

より良好には、前記合金の組成が、重量パーセントで表されると、

1.8% Al 2.8%、  
7% Co 10%、  
14% Cr 17%、  
3.6% Fe 7%、  
2% Mo 4%、  
0.5% Nb+Ta 2%、  
2.8% Ti 4.2%、  
1.5% W 3.5%、  
0.0030% B 0.030%、  
微量 C 0.07%、  
0.01% Zr 0.06%、

であり、その組成は、含有量が原子パーセントで表される次式を満たす。

$$8 \text{ Al at\%} + \text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%} = 11$$

$$0.7 (\text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%}) / \text{Al at\%} = 1.3$$

残りの部分は、ニッケルと、製造に由来する不純物と、からなる。

【0021】

この合金の特定の場合において、 $0.7 (\text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%}) / \text{Al at\%} = 1.15$ である。

【0022】

この合金の特定の場合において、 $1 (\text{Ti at\%} + \text{Nb at\%} + \text{Ta at\%}) / \text{Al at\%} = 1.3$ である。

【0023】

好ましくは、これらの超合金は、30%と44%との間、好ましくは32%と42%との間を含む相分率を構成し、かつ超合金の相のソルバスは、1,145未満である。

【0024】

好ましくは、前記合金の組成は、次式を満たし、この式では、元素の含有量が700のマトリックスにおいて計算されかつ原子パーセントで表される。

$$0.717 \text{ Ni at\%} + 0.858 \text{ Fe at\%} + 1.142 \text{ Cr at\%} + 0.777 \text{ Co at\%} + 1.55 \text{ Mo at\%} + 1.655 \text{ W at\%} + 1.9 \text{ Al at\%} + 2.271 \text{ Ti at\%} + 2.117 \text{ Nb at\%} + 2.224 \text{ Ta at\%} = 0.901$$

【0025】

好ましくは、原子パーセントで表されるCr含有量が、700のマトリックスにおいて24at%を超える。

【0026】

好ましくは、(原子パーセントで表される)Mo+Wの含有量が、マトリックスにおいて2.8at%である。

【0027】

本発明の目的はまた、その組成が前記タイプであることを特徴とするニッケル超合金の部品である。

【0028】

これは、航空用または陸上用タービンのコンポーネントであり得る。

【0029】

後で理解されるように、本発明は、機械的特性、鍛造の容易さ、および、好ましくは、出来るだけ安い合金材料コストを一度に得て、合金を、特に陸上用および航空用タービンにおいて大きな機械的および熱的応力下で機能し得る部品の、標準的なインゴット法によ

10

20

30

40

50

る経済的な製造に、適したものにするために、合金の組成の正確な釣り合い (equilibration) に基づいている。

【図面の簡単な説明】

【0030】

【図1】再溶解されかつ均質化された、本発明に係る合金および、代替が本発明により目標とされるUDIMET 720型の参照合金のインゴットで、1,000 から1,180 の温度で求められた、それぞれの鍛造性 (断面収縮により表される) を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0031】

本発明がこれから添付の図1を参照して説明される。図1は再溶解されかつ均質化された、本発明に係る合金および、代替が本発明により目標とされるUDIMET 720型の参照合金のインゴットで、1,000 から1,180 の温度で求められた、それぞれの鍛造性 (断面収縮により表される) を示す図である。

【0032】

良好な機械的特性をもたらすと同時に、本発明による合金は、 $\gamma'$ 相を生じる元素の含有量、特に、製造中の偏析の問題もまた避けるために、Nbの含有量が限定されていることよって、良好な鍛造性を有する。本発明による合金は、例えば、合金のスーパーソルバスの領域で、鍛造可能であり、このことよって、より良好な金属の均質性を確保すること、および、鍛造工程に関連するコストをかなり低減することが可能である。

【0033】

理解され得るように、本発明による超合金は、原材料に関連するコストを低減する以外に、この超合金で製造される部品の製造工程および熱 - 機械処理工程 (鍛造および型打ち鍛造 (closed die-forging)) に関連するコストを低減させる。

【0034】

本発明により得られる合金は、全体的に、比較的低いコストで、如何なる場合でもUDIMET 720型の合金のコストよりも低いコストで、得られると同時に、さらに、高温で、すなわち718プラス型の合金の温度を超える温度で、優れた機械的特性を有する。

【0035】

本発明において多量に存在する合金元素の中で最も高価であるCoの含有量を11%未満に下げることにより、合金のコストをかなり下げることが可能である。クリープおよび引張りの間、良好な機械的特性を維持するために、Co含有量の低下は、一方では、 $\gamma'$ 強化相を形成するTi、NbおよびAl含有量を調節することにより補われ、他方では、合金のマトリックスを強化するWおよびMoの含有量を調節することにより補われている。

【0036】

本発明者らは、含有Coの部分的代替としてFeを添加することにより、(UDIMET 720またはTMW-4型の合金と比較して)、合金のコストをかなり下げることが、また可能であることに気づくことができた。

【0037】

本発明者らは、耐クリープ性のような機械的特性の大幅な増加を達成すると同時に原材料を低コストに保つために、好ましくは、組成物に、3%から9%、より好ましくは3.6%から7%のFeを添加することにより、最適なCo含有量は、7%と11%との間、より良好には7%と10%との間で構成されることに気づくことができた。本発明者らは、11%のCoを超えると、合金の性能は、あまり向上しないことに気づくことができた。

【0038】

本発明の組成による合金は、例えば、24ユーロ/kg未満の原材料コスト (718プラスの原材料コストに近いコスト、下の例を参照) を容易に達成することが可能であるので、それらを得るためのコストを低く保つと同時に、前記の合金 (UDIMET 720お

10

20

30

40

50

よび T M W - 4 ) のような最高の性能の合金の機械特性に近い機械的特性を実現する可能性をもたらす。それからインゴットが鑄造されかつ鍛造される、液体金属を構成する原材料のコストを求めるために、各元素について、次のコスト ( k g 当たり ) が想定される。

N i : 2 0 ユーロ / k g

F e : 1 ユーロ / k g

C r : 1 4 ユーロ / k g

C o : 7 0 ユーロ / k g

M o : 5 5 ユーロ / k g

W : 3 0 ユーロ / k g

A l : 4 ユーロ / k g

T i : 1 1 ユーロ / k g

N b : 5 0 ユーロ / k g

T a : 1 3 0 ユーロ / k g

10

#### 【 0 0 3 9 】

言うまでもなく、これらの数値は、時間が経つと大きく変わり得るので、後に示される式 ( 1 ) ( これにより、原材料コストの点で、合金組成の最適化を示し得るものが決められる ) は、目安の値を有するにすぎず、しかも合金が本発明に従っているために、厳格に守られるべきであるパラメータを構成しない。

#### 【 0 0 4 0 】

T i 、 N b および T a 含有量の合計と A l 含有量との目標とする比は、 $\gamma$  相の固溶体による強化を保証すると同時に、合金に、その延性を変え得る針状相が出現する危険を避ける可能性をもたらす。

20

#### 【 0 0 4 1 】

最低限の  $\gamma$  相分率 ( 好ましくは 3 0 % 、より良好には 3 2 % ) が、7 0 0 でのクリープおよび引張りの間、非常に良好な強度を得るために、望まれる。しかし、合金が、良好な鍛造性を保持するために、また、合金がスーパーソルバス領域で、すなわち  $\gamma$  ソルバスと溶解開始温度との間を含む温度で部分的に鍛造されるように、 $\gamma$  相の分率およびソルバスはそれぞれ、好ましくは、4 4 % 未満 ( より良好には 4 2 % ) 、および 1 , 1 4 5 であるべきである。

#### 【 0 0 4 2 】

合金中に存在する相の比率、例えば  $\gamma$  相の体積分率および T C P 相 ( この定義は後に与えられる ) のモル濃度は、( 冶金技術者によって現在用いられている T H E R M O C A L C ソフトウェアパッケージを用いて ) 、熱力学的計算により得られる相図を用いることにより、組成に応じて、本発明者らによって決められた。

30

#### 【 0 0 4 3 】

超合金の安定性の指標として通常用いられるパラメータ M d は、本発明による合金に、最適な安定性を付与するために、0 . 9 0 1 未満とすべきである。したがって、本発明の範囲内で、組成は、合金の他の機械的特性を損なうことなく、M d 0 . 9 0 1 を達成するように調節される。0 . 9 0 1 を超えると、合金は、不安定であり、すなわち長期間の使用の間に、有害な相、例えば、合金を脆化させる  $\sigma$  および  $\mu$  相の析出を生じるおそれがある。

40

#### 【 0 0 4 4 】

マトリックスにおける M o + W の含有量についての前記条件は、 $\mu$  または  $\mu$  型の脆い金属間化合物の析出を避けるために、正当であると認められる。 $\mu$  および  $\mu$  相は、それらが過剰な量で生成すると、合金の延性および機械的強度の大幅な低下を引き起こす。

#### 【 0 0 4 5 】

過剰な M o および W の含有量は、合金の鍛造性を大きく変えるとともに、鍛造可能領域、すなわち熱間成形 ( hot shaping ) のための大きな変形に合金が耐える温度領域を、かなり縮小することもまた認められた。これらの元素は、さらに、大きな原子質量を有し、それらの存在は、航空用途では重要な規準である、合金の比重の顕著な増加に現れる。

50

## 【0046】

本発明による組成は、合金において、700 で6%未満のTCP（トポロジカル最密充填 =  $\mu$  + 相のようなトポロジ的にコンパクトな相であり、その含有量は相のモルパーセントで表される）含有量を保持する可能性をもたらす。この値は、本発明にかかる超合金が、高温で非常に良好な微細組織安定性を有することを確認させる。

## 【0047】

本発明に係る合金の組成により、必須または最適と認められる式は、次の通りである。

(1) (最適には)  $\text{コスト}(\text{ユーロ}/\text{kg}) < 25$  であり、ここで、 $\text{コスト} = 20 \text{ Ni} \% + \text{Fe} \% + 14 \text{ Cr} \% + 70 \text{ Co} \% + 55 \text{ Mo} \% + 30 \text{ W} \% + 4 \text{ Al} \% + 11 \text{ Ti} \% + 50 \text{ Nb} \% + 130 \text{ Ta} \%$  (重量パーセント) であり、合金元素の価格の不可避な変動のために、この規準の厳密な妥当性について上記に表わされた留保 (reservations) を伴う。

10

(2) (最適には)  $\text{Md} = 0.717 \text{ Ni at} \% + 0.858 \text{ Fe at} \% + 1.142 \text{ Cr at} \% + 0.777 \text{ Co at} \% + 1.55 \text{ Mo at} \% + 1.655 \text{ W at} \% + 1.9 \text{ Al at} \% + 2.271 \text{ Ti at} \% + 2.117 \text{ Nb at} \% + 2.224 \text{ Ta at} \% + 0.901$  であり、各元素の含有量 (at%) は、700 のマトリックスで計算されている (ニッケル基超合金の分野で働く冶金技術者に通常知られているモデルを用いて行われた熱力学的計算から得られる式)。

(3) (最適には) 耐酸化性を最適化するために、700 のマトリックスにおいて、 $\text{Cr} 24 \text{ at} \%$  (熱力学的計算から得られる最適化)。

20

(4) (必須には)  $\sigma$  による強化、および針状相の出現のリスクの抑制を確実にするために、 $0.7 < (\text{Ti at} \% + \text{Nb at} \% + \text{Ta at} \%)/\text{Al at} \% < 1.3$ 、より良好な強化のために、最適には、 $1 < (\% \text{Ti} + \% \text{Nb} + \% \text{Ta})/\% \text{Al} < 1.3$ 、また針状相の出現のリスクを避けるために、最適には、 $0.7 < (\text{Ti at} \% + \text{Nb at} \% + \text{Ta at} \%)/\text{Al at} \% < 1.15$ 。

(5) (必須には)  $\sigma$  相の適切な分率を確実にするために、 $8 < \text{Al at} \% + \text{Ti at} \% + \text{Nb at} \% + \text{Ta at} \% < 11$ 。

(6) (最適には)  $30\% < \sigma$  分率  $< 45\%$  で、 $\sigma$  ソルバス  $< 1, 145$  (熱力学的計算から得られる最適化)、すなわち、より良好には、 $32\% < \sigma$  分率  $< 42\%$ 、一方で、クリープ強度および引張強度と、他方で、鍛造性との間の最善の妥協が得られるのは、この範囲である、最適値は約37%である。

30

(7) (最適には) 高温での良好な微細組織安定性を確実にするために、700 でのTCP相のモルパーセント  $< 6\%$  (熱力学的計算から得られる最適化)。

(8) (最適には) マトリックスの適切な強化を確実にするために、700 の相における  $\text{Mo at} \% + \text{W at} \% < 2.8$  (熱力学的計算から得られる最適化)。但し、または  $\mu$  型の脆い金属間化合物の析出を避けるために、5%のMo重量含有量および4%のW重量含有量を超えない。

## 【0048】

本発明による含有量の選択が、元素毎に、詳細に、これから理由づけられる。

## 【0049】

コバルト

コバルト含有量は、この元素が、合金の組成に入るものの中で最も高価なものの中で最も高価なもの1つである限り (この元素がTaに次いで2番目に大きな重率を有する式(1)参照)、経済的理由で、11%未満、より良好には10%未満の含有量に制限された。有利には、7%の最低含有量が、非常に良好なクリープ強度を保持するために、望まれる。

40

## 【0050】

鉄

鉄によるニッケルまたはコバルトの代替は、合金のコストをかなり低減するという利点を有する。しかし、鉄の添加は、延性および切欠脆性 (notch sensitivity) に有害な相の析出を促進する。したがって、合金の鉄含有量は、大幅なコスト低減を得ながら、同

50

時に、高温で非常に安定な合金を保証するように、調節されるべきである（式（２）、（７））。鉄含有量は、通常の場合、微量と１２％との間に含まれるが、好ましくは、３％と１２％の間、より良好には３％と９％の間、より良好には３．６％と７％の間に含まれる。

#### 【００５１】

アルミニウム、チタン、ニオブ、タンタル

これらの元素の重量含有量は、Alに関して、１．３％から２．８％、より良好には１．８％から２．８％、Tiに関して、２．５％から４．５％、より良好には２．８％から４．２％、Ta + Nbの合計に関して、０．５％から２．５％、より良好には０．５％から２％である。

10

#### 【００５２】

ニッケル基合金における $\gamma'$ 相の析出は、本質的に、十分な濃度のアルミニウムの存在の問題であるが、元素Ti、NbおよびTaは、それらが合金中に十分な濃度で存在する場合、この相の出現を促進し得る、すなわち元素アルミニウム、チタン、ニオブおよびタンタルは、「 $\gamma'$ 遺伝子（gamma'-gene）」と言われる元素である。その結果、 $\gamma'$ 相の安定領域（合金の $\gamma'$ ソルパスが典型である）、および $\gamma'$ 相分率は、アルミニウム、チタン、ニオブおよびタンタルの原子濃度（at%）の合計に依存する。このため、これらの元素は、最適に、３０％と４４％との間、より良好には３２％と４２％の間を含む $\gamma'$ 相分率、および $\gamma'$ 相分率、および $\gamma'$ 相ソルパスを得るように調節された。本発明の合金における適切な $\gamma'$ 相分率は、 $8 \text{ at}\%$ 以上、かつ $11 \text{ at}\%$ 以下の、Al、Ti、NbおよびTa含有量の合計で得られる。最低限の $\gamma'$ 相分率が、 $700$ で非常に良好なクリープおよび引張強度を得るために、望まれる。しかし、合金が、良好な鍛造性を保持し、またスーパーソルパス領域において、すなわち $\gamma'$ ソルパスと溶解開始温度との間を含む温度で、部分的に鍛造されるように、 $\gamma'$ 相の分率およびソルパスはそれぞれ、好ましくは、 $40\%$ および $\gamma'$ 相分率、および $\gamma'$ 相ソルパス温度は、通常のインゴット法による合金の利用を、より困難にし、これは、本発明の利点の１つを減じるリスクを冒し得る。

20

#### 【００５３】

本発明の非常に有利な態様によれば、アルミニウム、チタン、ニオブおよびタンタルの含有量は、チタン、ニオブおよびタンタルの含有量の合計と、アルミニウム含有量との間の比が、 $0.7$ 以上であり、かつ $1.3$ 以下であるようなものである。実際に、Ti、NbおよびTaによりもたらされる $\gamma'$ 相における固溶体の強化は、 $(\text{Ti at}\% + \text{Nb at}\% + \text{Ta at}\%) / \text{Al at}\%$ の比が大きいと、益々大きい。 $1$ 以上の比が、より良好な強化を保証するために好ましいであろう。しかし、ある同じアルミニウム含有量で、あまりに大きいTi、NbまたはTaの含有量は、 $\text{Ni}_3\text{Ti}$ 型または $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Ta})$ 型の針状相の析出を促進するが、これは、本発明の要旨内では望ましくない、すなわち、これらの相は、それらがあまりに大量に存在する場合、粒界で針状体として析出することにより、合金の熱間延性を変え得る。したがって、 $(\text{Ti at}\% + \text{Nb at}\% + \text{Ta at}\%) / \text{Al at}\%$ の比は、これらの有害な相の析出を防ぐために、 $1.3$ を超えるべきではなく、好ましくは $1.15$ を超えるべきではない。これに対し、NbおよびTaの含有量は、合金の密度が、特に航空用途で許容できる値（ $8.35$ 未満）に留まるように、チタン含有量より少ない。あまりに多いニオブ含有量は、高温（ $650 \sim 700$ ）での耐亀裂伝播性にとって有害であることもまた、当業者に知られている。タンタルが、ニオブより、高い価格および大きな原子質量を有する限り、ニオブは、好ましくは、タンタルより大きな比率で存在する。式（１）、（４）および（５）は、これらの条件を考慮している。

30

40

#### 【００５４】

モリブデンおよびタンゲステン

Mo含有量は２％と５％の間に含まれ、かつW含有量は１％と４％の間に含まれるべきである。最適には、Mo含有量は２％と４％の間に含まれ、かつW含有量は、 $1.5\%$ と

50

3.5%との間に含まれる。

【0055】

モリブデンおよびタングステンは、固溶体効果により、相マトリックスの強力な強化をもたらす。MoおよびWの含有量は、またはμ型の脆い金属間化合物の析出を引き起こすことなく、最適な強化を得るように、注意して調整されるべきである。これらの相は、それらが、過剰な量で生成する場合、合金の延性および機械的強度の大幅な低下を引き起こす。過剰なMoおよびW含有量は、合金の鍛造性を大きく変えるとともに、鍛造領域、すなわち熱間成形(hot forming)のためのかなりの変形に合金が耐える温度領域を、かなり縮小することもまた認められた。これらの元素は、さらに、大きな原子質量を有し、それらの存在は、特に航空用途では望ましくない、合金の比重の顕著な増加に現れる。式(2)、(7)および(8)は、これらの条件を考慮している。

10

【0056】

クロム

クロムは、合金の耐酸化性および耐腐食性に絶対に必要であるため、高温での環境作用に対する合金の耐性にとって極めて重要な役割を果たす。あまりに大きいクロム含有量は、相のような有害な相の析出を促進し、その結果、高温安定性を損ねるという事実を考慮に入れて、本発明の合金のクロム含有量(14重量%から17重量%)は、700の相におけるCrの最低限の濃度の24at%を導入するように、決定された。式(2)、(3)および(7)は、これらの条件を考慮している。

20

【0057】

ホウ素、ジルコニウム、炭素

B含有量は、0.0030%と0.030%との間に含まれる。Zr含有量は、0.01%と0.06%との間に含まれる。C含有量は、微量と0.1%との間、最適には、微量と0.07%との間に含まれる。

【0058】

炭素、ホウ素およびジルコニウムのような、いわゆる微量元素は、粒界で、例えばホウ化物または炭化物として、偏析を生じる。それらは、硫黄のような有害元素を捕捉することにより、及び、粒界の化学組成を幾分変えることにより、合金の強度および延性を向上させることに寄与する。それらが存在しないと有害であり得る。しかし、過剰な含有量は、融解温度の低下を引き起こすとともに鍛造性を大きく変える。したがって、それらは、記載された範囲内に保たなければならない。

30

【0059】

本発明を適用するために、実験室において試験された例が、これから説明され、参照例と比較される。表1の含有量は、重量パーセントで示されている。これらの例のいずれも、タンタルを、挙げるべき比率で含んでいないが、この元素は、記載されたように、ニオブの挙動に似た挙動を示す。

【0060】

【表1】

	例	Al	Co	Cr	Fe	Mo	Nb	Ni	Ti	W	B	C	Zr	P
参照	1	1.4	9.0	18.0	10.2	2.8	5.6	残りの部分	0.7	1.0	0.0052	0.002	-	0.009
参照	2	1.7	9.0	15.5	5.0	3.0	1.4	残りの部分	3.9	2.5	0.0110	0.002	0.03	-
本発明	3	2.2	9.0	15.5	5.1	3.0	1.3	残りの部分	3.9	2.5	0.0110	0.003	0.03	-
参照	4	2.1	9.0	15.5	5.1	3.0	3.4	残りの部分	2.4	2.5	0.0100	0.004	0.03	-
本発明	5	2.1	11.0	15.0	11.0	2.5	1.0	残りの部分	3.6	1.5	0.0100	0.040	0.03	-
本発明	6	2.1	9.0	15.5	5.1	3.0	1.0	残りの部分	3.6	2.5	0.0110	0.005	0.03	-
本発明	7	2.1	6.1	15.5	3.1	3.4	1.0	残りの部分	3.6	3.0	0.0120	0.011	0.03	-
本発明	8	1.8	2.1	16.0	9.2	2.8	1.0	残りの部分	3.3	2.5	0.0110	0.006	0.03	-
本発明	9	2.3	9.1	15.0	3.1	3.1	1.2	残りの部分	4.0	2.2	0.0110	0.007	0.03	-
本発明	10	2.4	8	15.3	4	3	0.7	残りの部分	3.3	3	0.0120	0.01	0.04	-

表1:実験室で試験した試料の組成

40

50

## 【0061】

例1から例4は、10kgのインゴットを製造するために、VIM（真空誘導溶解）により作られた。

## 【0062】

例5から例10は、200kgのインゴットを製造するために、VIMにより、次いでVAR（真空アーク再溶解）により作られた。

## 【0063】

参照例1は、一般的な718プラス合金に相当する。

## 【0064】

参照例2は、この場合、比 $(Ti \text{ at\%} + Nb \text{ at\%}) / Al \text{ at\%} = 1.5$ であり、従って1.3を超えるので、本発明の範囲外にある。

10

## 【0065】

参照例4は、それを超えると理論的に相が出現し得るNb含有量に相当するあまりに大きなNb含有量のために、本発明の範囲外にある。

## 【0066】

例5、例7、例8および例9は、本発明に対応するが、最適化されていないその選択肢に対応する。

## 【0067】

例3、例6および例10は、本発明の好ましい形態に相当する。

## 【0068】

最適の組成は、例6で得られた。この例6と比較すると、

例5は、多量のFe、CoおよびCを含み、かつ少量のMoおよびWを含み、

例7は、少量のFeおよびCoを含み、かつ多量のMoおよびWを含み、

例8は、Al、Co、Mo、Tiのような合金元素が少量添加され、かつFeが多量添加され、

例9は、Al、Ti、Nbのような合金元素が多量添加され、かつFeおよびWが少量添加され、

例10は、比 $(Ti \text{ at\%} + Nb \text{ at\%}) / Al \text{ at\%}$ が小さく、かつ多量のW、少量のCoおよび少量のFeを含み、

参照例2は、同じ $\gamma$ 相分率で、多量のTiおよびNbおよび少量のAlを含み、比 $(Ti \text{ at\%} + Nb \text{ at\%}) / Al \text{ at\%}$ が大きく、

30

例3は、多量のAlおよびNbおよびTiを含み、その結果、より大きな $\gamma$ 相分率を有し、

例4は、同じ $\gamma$ 相分率で、多量のNbおよび少量のTiを含む。

## 【0069】

表2は、試験した合金のさらなる特性を示し、それらの主な機械的特性、すなわち引張強度 $R_m$ 、降伏強度 $R_{p0.2}$ 、破断伸びA、600MPaの応力下での700でのクリープ寿命を有する。機械的特性は、一般的な718プラス型である参照例1の値に対する値で記載されている。

## 【0070】

40

【表 2】

	例	$\gamma'$ 分率 (%)	$\gamma'$ ソ ルバス ( $^{\circ}$ C)	(Ti+Nb+Ta) /Al	Md	コスト (ユー ロ/kg)	(718 プラスを基準にしている)			
							Rm 700 $^{\circ}$ C	Rp <sub>0.2</sub> 700 $^{\circ}$ C	A% 700 $^{\circ}$ C	クリー プ寿命 700 $^{\circ}$ C 600MPa
参照	1	26	950	1.35	0.904	23.9	1.0	1.0	1.0	1.0
参照	2	36	1100	1.5	0.892	23.6	1.3	1.3	0.8	1.8
本発明	3	40	1115	1.17	0.895	23.7	1.3	1.3	1.2	8
参照	4	37	1070	1.13	0.899	24.4	1.1	1.2	0.6	0.1
本発明	5	37	1095	1.1	0.896	23.7	1.2	1.15	1.3	3.5
本発明	6	37	1095	1.1	0.894	23.6	1.3	1.2	1.4	5.3
本発明	7	37	1105	1.1	0.895	22.6	1.2	1.2	1.5	3
本発明	8	32	1070	1.2	0.891	19.2	1.2	1.1	1.5	1.1
本発明	9	42	1125	1.15	0.895	23.9	1.2	1.3	1.1	8.3
本発明	10	40	1095	0.85	0.895	23.2	1.15	1.1	1.5	6.2

表 2. 試料の補足的特性および機械的特性

## 【0071】

本発明の合金の引張強度およびクリープ寿命は全て、718 プラス合金（例1）のものを明らかに超え、同時に、合金のコストは、同等またはより低い。引張強度、降伏強度および耐クリープ性における増加は、例8では、比較的小さいが、この合金のコストは、718 プラスのものより、ずっと低い。本発明の一部ではない例2および例4は、718 プラスで得られるものに比べて、熱間延性の低下を示し、これは、より小さい破断伸びに現れている。

## 【0072】

このように、本発明の合金の機械的特性は、718 プラスの機械的特性より、はるかに優れており、UDIMET720の機械的特性に近い。

## 【0073】

本発明の合金は、718 プラス以下の原材料コストを有し、そのため、それらは、UDIMET720よりはるかに安価であり、UDIMET720の原材料コストは、同じ規

## 【0074】

疑いもなく、UDIMET720に対する、本発明の合金の別の利点は、合金の利用を容易にしかつ製造コストを低減させる、より良好な鍛造性である。実際に、図1は、本発明の合金が、より良好な断面収縮係数を有し、その結果、1,100 と1,180 との間で均質化されたインゴットの段階で優れた鍛造性を有すること、および、これらの合金が、UDIMET720と異なり、 $\gamma'$ 相のソルバスを超える温度での鍛造を可能にすることを示す。このことにより、複雑さのより少ない変態範囲、およびより均質な微細組織を得ることが可能である、すなわち結晶粒の微細化は、 $\gamma'$ 相の存在なしに、第1変態段階の間に行われ得る。

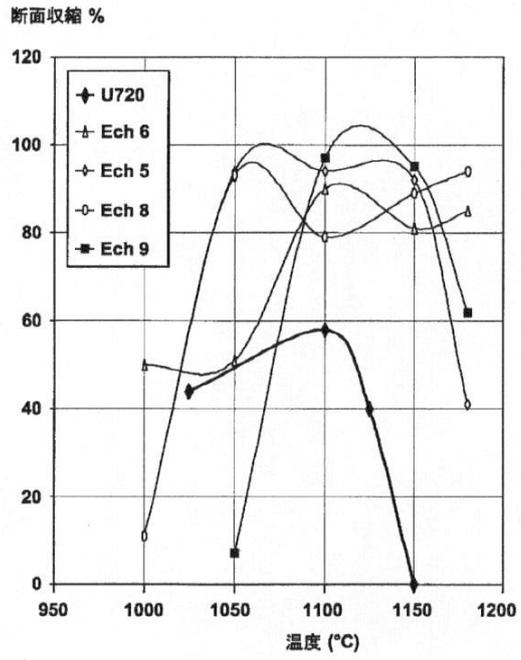
10

20

30

40

【 図 1 】



---

フロントページの続き

- (72)発明者 アレクサンドル・ドヴォー  
フランス・63460・コンブロンド・レ・バラージュ・(番地なし)
- (72)発明者 フィリップ・エリティエ  
フランス・63100・クレルモン・フェラン・リュ・ボソレイユ・46

審査官 蛭田 敦

(56)参考文献 特表平05-508193(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)  
C22C 19/00 ~ 19/05