

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4024303号
(P4024303)

(45) 発行日 平成19年12月19日(2007.12.19)

(24) 登録日 平成19年10月12日(2007.10.12)

(51) Int.C1.

F 1

C22C 19/05 (2006.01)
C30B 29/52 (2006.01)C22C 19/05
C30B 29/52

C

請求項の数 7 (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願平10-502019
 (86) (22) 出願日 平成9年5月26日(1997.5.26)
 (65) 公表番号 特表2000-512341(P2000-512341A)
 (43) 公表日 平成12年9月19日(2000.9.19)
 (86) 國際出願番号 PCT/CH1997/000210
 (87) 國際公開番号 WO1997/048827
 (87) 國際公開日 平成9年12月24日(1997.12.24)
 審査請求日 平成16年5月21日(2004.5.21)
 (31) 優先権主張番号 196 24 055.7
 (32) 優先日 平成8年6月17日(1996.6.17)
 (33) 優先権主張国 ドイツ(DE)

(73) 特許権者
 アルストム
 フランス国 パリ アヴェニュ クレベール 25
 (74) 代理人 弁理士 矢野 敏雄
 (74) 代理人 弁理士 山崎 利臣
 (74) 代理人 弁理士 久野 琢也
 (74) 代理人 弁理士 アインゼル・フェリックス=ラインハルト

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】ニッケルベースの超合金

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

以下のもの(質量%で測定):

C r 6 . 0 ~ 6 . 8 %、C o 8 . 0 ~ 1 0 . 0 %、M o 0 . 5 ~ 0 . 7 %、W 6 . 2 ~ 6 . 6 %、R e 2 . 7 ~ 3 . 2 %、A l 5 . 4 ~ 5 . 8 %、T i 0 . 5 ~ 0 . 9 %、T a 7 . 2 ~ 7 . 8 %、H f 0 . 1 5 ~ 0 . 3 %、C 0 . 0 2 ~ 0 . 0 4 %、B 4 0 ~ 1 0 0 p p m、残分 ニッケルおよび不純物を含有し、その際、(T a + 1 . 5 H f + 0 . 5 M o - 0 . 5 T i) / (W + 1 . 2 R e) の比が 0 . 7 以上である、ニッケルベースの超合金。

【請求項2】

10

以下のもの(質量%):

C r 6 . 4 ~ 6 . 6 %、C o 9 . 4 ~ 9 . 6 %、M o 0 . 6 %、W 6 . 4 ~ 6 . 6 %、R e 3 . 0 ~ 3 . 2 %、A l 5 . 6 %、T i 0 . 6 ~ 0 . 9 %、T a 7 . 2 ~ 7 . 5 %、H f 0 . 1 5 ~ 0 . 2 %、C 0 . 0 2 ~ 0 . 0 3 %、B 5 0 ~ 6 0 p p m、残分 ニッケルおよび不純物

からなる組成の、請求項1記載のニッケルベースの超合金。

【請求項3】

M g 1 5 ~ 5 0 p p m が存在する、請求項1または2記載のニッケルベースの超合金。

【請求項4】

以下のもの(質量%で測定):

20

C r 6 . 0 ~ 6 . 8 %、C o 8 . 0 ~ 1 0 . 0 %、M o 0 . 5 ~ 0 . 7 %、W 6 . 2 ~ 6 . 6 %、R e 2 . 7 ~ 3 . 2 %、A l 5 . 4 ~ 5 . 8 %、T i 0 . 5 ~ 0 . 9 %、T a 7 . 2 ~ 7 . 8 %、H f 0 . 1 5 ~ 0 . 3 %、C 0 . 0 2 ~ 0 . 0 4 %、B 4 0 ~ 1 0 0 p p m、残分 ニッケルおよび不純物

からなり、その際、(T a + 1 . 5 H f + 0 . 5 M o - 0 . 5 T i) / (W + 1 . 2 R e) の比が 0 . 7 以上である、ニッケルベースの超合金の単結晶部品。

【請求項 5】

以下のもの(質量%) :

C r 6 . 4 ~ 6 . 6 %、C o 9 . 4 ~ 9 . 6 %、M o 0 . 6 %、W 6 . 4 ~ 6 . 6 %、R e 3 . 0 ~ 3 . 2 %、A l 5 . 6 %、T i 0 . 6 ~ 0 . 9 %、T a 7 . 2 ~ 7 . 5 %、H f 0 . 1 5 ~ 0 . 2 %、C 0 . 0 2 ~ 0 . 0 3 %、B 5 0 ~ 6 0 p p m、残分 ニッケルおよび不純物

からなる組成の、請求項 3 記載のニッケルベースの超合金の単結晶部品。

【請求項 6】

M g 1 5 ~ 5 0 p p m が存在する、請求項 4 または 5 記載のニッケルベースの超合金の単結晶部品。

【請求項 7】

単結晶部品が、ガスタービンの動翼である、請求項 3 または 4 記載のニッケルベースの超合金の単結晶部品。

【発明の詳細な説明】

20

技術分野

本発明は、ニッケルベースの超合金、特に単結晶部品を製造するためのものに関する。

従来技術

前記のニッケルベースの超合金は公知である。前記の合金から単結晶部品、特にガスタービンのタービン動翼を製造する。前記の単結晶部品を用いて、高温での材料強度を最大にすることができる。このことによりガスタービンの入り口温度を上昇させることができ、このことによりガスタービンの効率が向上する。

単結晶合金は、例えば U S 4 6 4 3 7 8 2、C H 6 3 7 1 6 5、E P 0 0 7 6 3 6 0、U S 5 2 7 0 1 2 3 および E P 0 2 0 8 6 4 5 から公知であり、かつ混晶を強化する元素、例えば R e、W、M o、C o、C r、ならびに - 相を形成する要素、例えば A l、T a および T i を含有する。基本マトリックスである N i 中の高融点合金元素の含有量は、合金の必要とされる使用温度の増加と共に連続的に増加する。通常、単結晶合金は以下のものを含有する(重量%) : W 6 ~ 8 %、R e 6 %まで、および M o 2 %まで。前記の文献に記載の合金は、高いクリープ強さ、良好な L C F - (低サイクル疲労) および H C F - 特性(高サイクル疲労)ならびに高い酸化抵抗を有する。

前記の公知の合金は、飛行機のタービンのために開発され、かつ従って短時間および中時間特性が最適化されている、つまり使用時間が 2 0 0 0 0 時間までに設計されている。これに対して、工業用ガスタービン部品は、7 5 0 0 0 時間までの使用時間に設計されている。高温および高い応力での最大クリープ強さを最適化することにより、前記の合金は正の熱処理窓(heat treatment window)を有する、つまり合金が部分的に初期溶融することなく一次 - 相が完全に溶解する。

従って U S 4 6 4 3 7 8 2 からの合金「C M S X - 4」は、工業用のガスタービンで使用する場合に、確かに良好なクリープ抵抗を有するものの、小角粒界、つまり「斑点(frec kles)」を形成する傾向が高く、該斑点は高い共晶含有量を有する一方向粒子の鎖による欠陥個所であり、ならびに溶解中の単結晶部品の再結晶の拡大を引き起こす。該合金は 1 0 0 0 を超える温度での 3 0 0 0 時間の運転時間の後で - 構造の強い粗大化を示し、その後クリープ速度が増大する。

C H 6 3 7 1 6 5、E P 0 2 0 8 6 4 5 ならびに Second generation nickel-base superalloy , A.D. Cetel et al., Superalloys 1988, ed. S. Reichman et al., Met. Soc. , 1988, 235頁から、「P W A」、特に「P W A 1 4 8 4」という名称を有する合金が

40

50

、およびE P 0 0 7 6 3 6 0 およびU S 5 2 7 0 1 2 3 から
「R e n è」、

特に

「R e n è N 5」

という名称を有する合金が公知となっているが、これらはしかし合金C M S X - 4 と比較可能な欠点を有している。

選択された合金元素により、前記の合金は正および負の格子転位を - 相および - 相の間に生じる。格子ひずみにより - 粒子のすべりまたは交差の際の転位が阻害される。前記の格子ひずみは確かに短時間強度の向上をもたらすが、しかしより長い時間の負荷の場合、接合部の粗粒化をもたらし、かつ相応して合金の長期的な機械的低下をもたらす。

発明の記載

本発明の課題は、冒頭に記載した種類のニッケルベースの超合金において、高い使用温度での長時間拳動を改善し、かつ該合金で製造される部品の高い収率を得ることである。

このことは、本発明により請求項 1 に記載の特徴により解決される。

従って本発明の中心は、実質的に（重量%で測定して）Cr 6.0 ~ 6.8%、Co 8.0 ~ 10.0%、Mo 0.5 ~ 0.7%、W 6.2 ~ 6.6%、Re 2.7 ~ 3.2%、Al 5.4 ~ 5.8%、Ti 0.5 ~ 0.9%、Ta 7.2 ~ 7.8%、Hf 0.15 ~ 0.3%、C 0.02 ~ 0.04%、B 4.0 ~ 10.0 ppm、Y 0 ~ 4.00 ppm、残分はニッケルおよび不純物からなるニッケルベースの超合金であり、その際、(Ta + Hf 1.5 + Mo 0.5 - Ti 0.5) / (W + Re 1.2) の比は、0.7 以上である。

本発明の利点は特に、合金が最良の機械的特性と組み合わされて完全な鋳造性、高い相安定性を有することである。該合金はさらに長時間負荷でも高い耐疲労性およびクリープ安定性により優れている。

本発明による合金は、運転温度で - 相および - 相との間に格子転位を有さず、このことにより適切な負荷で高い長時間安定性が達成される。

該合金は、熱処理の間の再結晶のわずかな傾向により、および斑点の形成のわずかな傾向により優れている。斑点の形成は、バランスのとれた化学組成により達成され、このことにより粥状帶域の液状金属および硬化フロント上の密度差は回避される。

本発明による合金は負の熱処理窓により優れており、このことにより単結晶部品を製造する際の収率に関して有利な、融点を低下させる元素、例えばB およびHf を使用することができる。さらに - 相を安定させる元素および特にTa の含有量は、高い温度および適切な応力での合金の構造および特性の長時間安定性のために設計される。

本発明のさらに有利な実施態様は、請求項 2 以降から明らかである。

【図面の簡単な説明】

唯一の図中で、本発明による合金に対してかけられた応力に対する破壊までの時間を公知の合金と比較して示している。

本発明の実施方法

単結晶部品または工業用ガスタービンのための一方向硬化した部品の製造のために使用される、本発明による合金は実質的に以下のものからなる（重量%）：

Cr	6.0 ~ 6.8
Co	8.0 ~ 10.0
Mo	0.5 ~ 0.7
W	6.2 ~ 6.6
Re	2.7 ~ 3.2
Al	5.4 ~ 5.8
Ti	0.5 ~ 0.9
Ta	7.2 ~ 7.8
Hf	0.15 ~ 0.3
C	0.02 ~ 0.04

10

20

50

30

40

50

B 40 ~ 100 ppm

Ni 残分

ならびに回避することできない不純物。

前記のニッケルベースの超合金は、大きな単結晶部品の鋳造性、合金構造の向上された長時間安定性および850 ~ 1050 の温度での適切な負荷での高い機械的強度の独自の組み合わせにより優れている。

第1表には本発明による合金L1、L2、L3およびL4が、その化学組成は本発明による組成以外のものである比較合金VL10 ~ VL19と対比して示されている。その際、比較合金VL17、VL18およびVL19は、冒頭の記載に相応して、商品名CMSX-4、
10

Re n è N 5

およびPWA1484を有する、市場で使用されている合金である。

合金L1 ~ L4およびVL10 ~ VL16は、負の熱処理窓を有し、かつ従って、複数のサイクルで鋳造後に溶解した。その際に最大溶解温度は1310 であり、これはソルバス - (状態図における固体の状態に関する溶解度曲線) - 温度より10 ~ 15 低い。合金VL17の場合、「相は99.5%まで溶解した。全ての合金はその後、1140 ~ 1150 で4時間および870 で20時間析出硬化させた。

均質化する焼き鈍しの後、ニッケルベースの超合金は、通常、「格子および「格子との間の格子転位を有する。第2表は、異なった合金の転位を示している。VL10およびVL19は、正の転位を有し、VL11、VL17およびVL18は、負の転位を有する。正または負の転位は、「粒子の周囲の付加的な応力範囲を生じ、かつこれと共にクリープ中の交差または転位のクライミングに対する抵抗を向上させる。このことは、高い負荷および高い温度で使用される部品にとって重要である。しかし長期的には高い温度および適切なまたは低い負荷での格子転位により、粗粒化を生じ、かつ引き続き「構造の分解を生じる。この結果、前記の部品を20000時間以上の運転時間で使用する場合にクリープ特性が低下する。

格子転位を有さない「構造を有する合金L1 ~ L4は、短期的にみると、格子転位を有する比較合金よりもわずかな強度を有している。しかし合金L1 ~ L4は、高温での長時間運転の場合、はるかに高い安定性を有している。「構造の格子転位は、本発明によればタンタルにより調整され、これは「構造中のネルンストの分配係数0.22を有し、したがってTaはより強力な「形成剤である。Ta原子は「格子内でA1原子と置換され、かつ「格子の格子パラメーターをTa原子の大きな原子半径により変更する。第2表に相応して、7%未満のタンタルの含有量を有する合金は負の格子転位を有し、7 ~ 8%のTa含有量を有するものは格子転位を有さず、かつ8%を上回るTa含有量を有するものは正の格子転位を有する。

長時間クリープ挙動に対する格子転位の影響は、第3表に記載されている。比較合金VL10、VL11およびVL17は、合金L1、L3およびL4と比較してより良好な短時間のクリープ挙動を有する。しかし適切な負荷の場合、合金L1、L3およびL4の長時間特性は著しく高い。

唯一の図中に、それぞれ950 で適用された負荷に対する破壊までの時間を記載した。該図から、本発明による合金L1は、比較的長い負荷の際に、正の格子転位を有するVL10または負の格子転位を有するVL11、VL17の比較合金より高い応力に耐えられることが明らかである。

本発明における合金元素の組成は、位相が緻密に圧縮された、もろくて、Re - Cr分の多い相の析出により制限される。前記の相は、Cr、Mo、W、Reまたは「形成元素の含有量が、本発明によるものよりも高く規定される場合に生じる。そこで比較合金VL15は、Re - Cr分の多い針状の析出が、1000 で1000時間の老化後に形成される。その結果、前記の析出は比較合金の機械的特性、特にLCF特性(第3表)の劣化をもたらす。他方では、そのCr、Mo、W、Reまたは「形成元素の含有量が、本発明によるものよりも低い比較合金は、「相の割合が少ないために劣ったクリープ
40

50

抵抗および比較的弱い - マトリックスを有しており、これは例えば、第3表による VL 16 である。

高い共晶含有量を有する、一方向粒子の鎖により条件づけられる欠陥個所である斑点の形成は、大きな単結晶鋳造部品の通常の欠損である。斑点の形成は、硬化の際の樹枝状晶間液の液体の流れによるものである。この液体の流れは、樹枝状晶間液が、基準組成を有する液体よりも軽い場合に不安定な密度分布により移動する。従って、大きな単結晶鋳造部品の製造にとって、合金の化学組成を均一にして、粥状帯域の液状金属および硬化帯域上の間の密度差を無視できる程度にすることが重要である。Ta、MoおよびHfのような元素は、硬化の間の粥状帯域で樹枝状晶間液になり、かつその密度を高める。これに対して、同様に樹枝状晶間液になるTiは密度を低下させる。WおよびReのような重い元素は、著しく偏折して樹枝状結晶になり、そのためにW/Re分の多い合金中の樹枝状晶間液は基準組成を有する液体よりも軽い傾向が強い。

理想的には樹枝状晶間液は、硬化帯域上の液体よりも重い方がよい。このことにより硬化帯域に向かって流れる液体はない、つまり液体の流れが生じることがなく、ひいては斑点が生じることがない。前記の条件は経験的に「斑点なしのパラメータ」NFPにより記載される：

$$NFP = (Ta + Hf 1.5 + Mo 0.5 - Ti 0.5) / (W + Re 1.2) \quad 1 \quad (1)$$

係数は、偏折係数およびそれぞれの元素の原子重量を反映する。しかし実際の系では、斑点の形成または防止の際の付加的な要因およびプロセスパラメータが重要である。

斑点鎖を形成するための液状金属の重要な条件は、ストークスの式により、および "The origin of freckles in unidirectionally solidified casting" , S.M. Copley et al., Met. Trans., August 1970, 2193ページから成長速度に依存して記載されている：

$$I_{crit} = W * = (2/9) * (/ \mu) * (T / (G_s * V_s)) [cm] \quad (2)$$

その際：

= 粥状帯域上の 液体

樹枝状晶間液 [kg/m³]

μ : 液状金属の粘度

: 輸送管の直径

$$A * DAS = A * K / (G_L^{0.5} * V_L^{0.25}) \quad (3)$$

A 0.3、Kは材料定数

G_L : 液体フロントの温度勾配

V_L : 液体フロントの速度

T : 硬化範囲

G_s : 粥状帯域の温度勾配

V_s : 硬化速度

斑点の形成に対する方法パラメータの影響を、合金組成の影響から分離するために、式(3)を用いて式(2)を記載することができる。これは液状金属の粘度が、合金元素の変更よりもむしろはるかに温度に依存していることを仮定する。

$$I_{crit} = (2/9 A) * (G_L^{0.5} * V_L^{0.25} / (\mu * G_s * V_s)) * (* T / K) \quad (4)$$

式(4)の下線部は合金組成の影響を表している。

その大きさを式(1)を使用して推定することができる 以外に、材料定数Kは、粥状帯域の樹枝状晶間チャネルのトルク性(torqueosity)と関連して、重要な役割りを果たす。樹枝状晶間の領域の(Hf, Ta)Cのタイプの列状(script-like)のカーバイドは、定数Kを著しく向上させる。これに対して硬化範囲Tは、DTA-(示差熱分析)の冷却曲線における硬化の開始点および終点の間の差として計算して、全ての進歩的な单結晶合金または一方向硬化した合金に関して、合金元素とは無関係にほぼ同一であり、これは第4表、Tの欄から明らかである。

10

20

30

40

50

合金 L 1、L 2、VL 12、VL 13 および VL 17 から、一体化した足を有する長さ 270 mm の動翼を鋳造した。鋳造パラメーターを全ての試験にとって同一に保持し、抜き取り速度は、単結晶の動翼を得るために、動翼板に関しては 4 mm / min および動翼の足に関しては 2.5 mm / min であった。前記の鋳造条件は、一体化した単結晶動翼の工業的製造のにとって一般的である。鋳造後に動翼を熱処理した。合金 L 1、L 2、VL 12 および VL 13 からの動翼を 1310 °C で溶解し、合金 VL 17 からの動翼を 99.5 %まで溶解し、かつ全ての動翼を試験した。合金 L 1、L 2、VL 12 および VL 13 からの動翼は再結晶を示さなかったが、その一方で合金 VL 17 からの動翼は単結晶構造の再結晶を示した。

第4表によれば、NFP < 0.70 を有する合金は、斑点を形成する傾向を示した。これは、200 ppm を下回る炭素含有量および 0.15 重量 % を上回るハフニウム含有量を有し、NFP = 0.70 を有する合金、例えば VL 12 の場合でも同様であった。

硬化領域 T の変動は重要ではない。合金 VL 19 および VL 20 (MM-247DS、一方向硬化) は鋳造しなかったが、これらはその異なった化学組成 (VL 20 : C, B, Hf が多く、Re は含有されていない; VL 19 : 高い Mo 含有量、Ti は含有されていない) により、硬化領域は異なった高合金の超合金に関してほぼ同一であるという命題を説明する。

試験から、ガスター・ビンの一体化した部品のための通常の鋳造条件で、斑点のない合金を以下の条件で満足すべきであることが推察される（これは、NFP が 1 より大きくない場合に、式(1)に相応する）：

$$NFP = (Ta + Hf 1.5 + Mo 0.5 - Ti 0.5) / (W + Re 1.2) = 0.7 \quad (5)$$

C 200 ppm; Hf 0.15 重量 %。

他方、単結晶合金中の Hf および C の所望の含有量は、列状の (Hf, Ta, Ti) C カーバイドおよび Hf 分の多い共晶の初期溶融の、LCF 特性への有害な影響により、C 400 ppm および Hf 0.3 % に制限されている。LCF 試験体のラスター電子顕微鏡での分析は、列状のカーバイドおよび初期溶融間隙率が、第3表の合金 L 1、L 3 および L 4 と比較して比較合金 VL 14 のわずかな LCF 寿命の主な原因であることを示している。

融点を低下させる元素であるホウ素は、40 ~ 100 ppm の含有量で合金に添加する。B の含有量が不十分な場合、有害な粗いカーバイドが析出する。その結果 LCF 特性が悪化する。B 含有量を増加しすぎると、低い融点を有する共晶が形成される。この結果同様に LCF 特性が悪化する。

別の元素としてマグネシウムおよびイットリウムを合金に添加することができる。C 含有量の約 10 ~ 20 %、つまり Mg 15 ~ 50 ppm という Mg のわずかな添加により、B および Hf との組み合わせで本発明による合金中に微細かつ島状のカーバイドが生じる。合金容量中のカーバイドの分布は、不均一に小角粒界に集中する。粒界で強く溶解する Mg により、カーバイド形成元素である Hf、Ta および Ti の偏折が影響を受け、かつ Mg は前記の元素との相互作用する。Mg の大きな原子半径は、小角粒界での強い格子転位を引き起こし、このことは C が小角粒界へ偏折することを緩和する。ここから生じる、粒界沿いの微細かつ緻密な炭化ホウ化物構造 (carborid struktur) は、横手の機械的特性を強く低下させる。このことは大きなカーバイドの形成および粒界に沿った Ni-Mg 化合物が原因である。イットリウムは 400 ppm までの含有量で、特に 10 ~ 400 ppm の含有量で酸化安定性および腐食安定性を改善する。より高い Y 含有量により延性は低下する。しかし Y をドーピングした合金は、鋳型と金属との反応を防止するために特殊な鋳造技術を必要とする。

本発明による合金は、以下の工程を包含する熱処理方法で処理するために、著しく適切である：850 ~ 1100 °C で、特に 930 ~ 970 °C で 1 ~ 4 時間、および 1030 ~ 1070 °C で 2 ~ 20 時間の焼き鈍し、1200 °C への加熱、加熱速度 1 °C / min 以下の、特に約 0.5 °C / min での 1200 °C < T < 1300 °C への加熱、温度 1300 °C

10

20

30

40

50

00 T 1315 で、特に約1300 で約2時間および引き続き約1310 で6~12時間の多段の均質化工程および溶解工程。

熱処理の利点は特に、該方法により転位源が閉鎖され、ひいてはその後の転位の発生が防止されることである。さらに加熱工程中の再結晶が回避され、かつ転位網の消滅が促進される。多段の均質化工程および溶解工程により、材料体の極めて良好な均質化が生じる。

1~4体積%の残留する共晶は、再結晶粒子の粒界のピン留めのために十分である。

本発明が、例示および記載された実施例に限定されることは自明である。前記の合金からなる部品は、高温で安定した構造および高い機械的特性を長時間の運転で必要とする、その他の機械にもまた設置することができる。

第1表：合金の化学組成、残分はそれぞれニッケル

(L1~L4およびVL10~VL16は、付加的に
Mg 20~25 ppmを含有する)

元素含有量 重量%	Cr	Co	Mo	W	Re	Al	Ti	Ta	Hf	C, ppm	B, ppm
合金											
L1	6.5	9.5	0.6	6.4	3	5.6	0.6	7.5	0.2	250	55
L2	6.5	9.5	0.6	6.6	3.2	5.6	0.9	7.2	0.15	250	50
L3	6.8	10	0.7	6.6	3.2	5.8	0.9	7.8	0.25	300	65
L4	6.1	8	0.5	6.2	2.7	5.5	0.5	7.2	0.15	220	45
VL10	6.5	9.5	0.6	6.5	3	5.6	0.6	8.2	0.2	250	50
VL11	6.5	9.5	0.6	6.5	3	5.7	0.6	6.7	0.2	250	50
VL12	6.5	9.5	0.6	6.5	3	5.6	0.6	7.2	0.10	100	50
VL13	6.5	9.5	0.6	6.6	3.2	5.6	0.9	6.7	0.15	250	50
VL14	6.5	9.5	0.6	6.5	3	5.6	0.6	7.5	0.35	500	55
VL15	7.0	10	0.7	6.6	3.2	6.0	1.0	7.8	0.25	300	65
VL16	5.8	7.8	0.5	6	2.5	5.3	0.4	7	0.15	220	45
VL17 (CMSX-4)	6.4	9.7	0.6	6.4	2.9	5.65	1.0	6.5	0.1	30	-
VL18 (René N5)	7	7.5	1.5	5	3	6.2	-	6.5	0.15	500	40
VL19 (PWA1484)	5	10	2	6	3	5.6	-	8.7	0.1	-	-

10

20

30

40

第2表：格子パラメータ

合金	Ta, 重量%	$a_y, \text{Å}$	$a_y', \text{Å}$	格子転位 $a_y' - a_y, \text{Å}$
L1	7.5	3.588	3.588	0
L3	7.8	3.590	3.590	0
L4	7.2	3.587	3.587	0
VL10	8.2	3.587	3.591	0.004
VL11	6.7	3.588	3.586	-0.002
VL17 (CMSX-4)	6.5	3.590	3.586	-0.004
VL18 (René N5)	6.5	3.586	3.583	-0.003
VL19 (PWA 1484)	8.7	3.584	3.590	0.006

第3表：クリープ破壊強さおよびLCF特性

合金	950 °Cでの破壊までの時間 h, およびそれぞれ					$1000^{\circ}\text{C} \text{での} N_f,$ サイクル ($1000^{\circ}\text{C}/1000\text{h}$ 老化後)
	250 MPa	200 MPa	165 MPa	140 MPa	$\Delta\varepsilon_{tot} = 0.9\%$	
L1	880	2388	6815	>15000	4214	
L3	895	2467	6910	-	4337	
L4	847	2138	6050	-	3896	
VL10	947	2280	5040	11700	-	
VL11	918	2203	5180	12614	-	
VL14	-	-	-	-	2215	
VL15	-	2250	4430	-	1540	
VL16	-	1990	3690	-	-	
VL17 (CMSX-4)	1018	2438 (190 MPaで)	4760	-	3365	

10

20

30

40

第4表：斑点の傾向パラメータおよび铸造試験体からの結果

合金からなる 铸造動翼	NFP	C, ppm	Hf, 重量 %	列状カーバイ ドの含有量 体積 %	ΔT_c , K	動翼の足の 斑点の鎖
L1	0.78	250	0.20	0.4	96	なし
L2	0.70	250	0.15	0.4	96	なし
VL12	0.73	100	0.10	-	94	11
VL13	0.65	250	0.15	0.4	96	8
VL17 (CMSX-4)	0.65	30	0.10	-	93	> 30
比較試験体						
VL19 (PWA 1484)	1.05	(-)	0.10	-	88	斑点なし
VL20 (MM-247 DS)	0.51	1500	1.3	> 2	103	斑点の 傾向あり

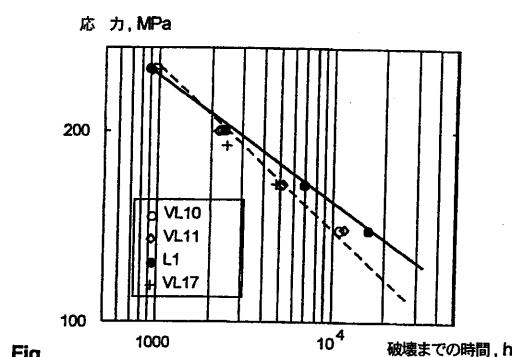


Fig.

10

20

フロントページの続き

(72)発明者 マキシム コンター
スイス国 5313 クリングナウ ゾンマーヴェーク 13ベー
(72)発明者 マイケル ニューンハム
イギリス国 ウースターシャー ダブリューアール13 5ディーエヌ マルバーン サンドリン
ニア ライヒ シントン ハーベスト ヒル(番地なし)
(72)発明者 クリストフ テネス
スイス国 5313 クリングナウ フィッシャーヴェーク 11

審査官 河野 一夫

(56)参考文献 特開平07-145703(JP,A)
特開平05-059474(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 1/00 - 49/14

C30B 29/52