

A1

**DEMANDE  
DE BREVET D'INVENTION**

(21)

**N° 80 14501**

(54)

Article de superalliage de nickel à structure monocristalline et procédé de fabrication.

(51)

Classification internationale (Int. Cl.<sup>3</sup>). C 22 C 19/05; B 22 D 27/20; C 22 F 1/10 // F 02 C 7/00.

(22)

Date de dépôt..... 30 juin 1980.

(33) (32) (31)

Priorité revendiquée : *EUA, 2 juillet 1979, n° 54 086.*

(41)

Date de la mise à la disposition du  
public de la demande..... B.O.P.I. — « Listes » n° 5 du 30-1-1981.

(71)

Déposant : UNITED TECHNOLOGIES CORP., résidant aux EUA.

(72)

Invention de : Frederick Albert Schweizer.

(73)

Titulaire : *Idem* (71)

(74)

Mandataire : R. Baudin,  
10, rue de la Pépinière, 75008 Paris.

- 1 -

La présente invention concerne le domaine des superalliages à base de nickel et les articles réalisés en ces superalliages pour être utilisés à température élevée.

5 L'invention concerne également le domaine des articles métalliques à structure monocristalline. En outre, l'invention concerne un traitement thermique des articles en superalliage à structure monocristalline.

Tels qu'ils sont utilisés ici, les pourcentages  
10 sont tous des pourcentages en poids à moins qu'il ne soit spécifié autrement.

Des recherches intensives ont été faites dans le domaine des superalliages à base de nickel durant de nombreuses années et en conséquence il existe de très nombreux brevets  
15 qui ont <sup>été</sup> accordés se rapportant à ce domaine. Parmi ces brevets on peut citer, par exemple, les brevets US numéro 2 621 122, 2 781 264, 2 912 323, 2 994 605, 3 046 108, 3 166 412, 3 188 204, 3 2787 110, 3 304 176, et 3 322 534.

Les superalliages à base de nickel habituels  
20 qui sont utilisés pour fabriquer des éléments des moteurs à turbine à gaz ont évolué durant ces trente dernières années. Typiquement ces alliages contiennent du chrome en quantité d'environ 10% principalement pour obtenir une résistance à l'oxydation, de l'aluminium et du titane en  
25 quantité combinée d'environ 5% pour la formation de la phase gamma prime de durcissement et des métaux réfractaires tels que le tungstène, le molybdène, le tantale et le niobium en quantité de 5% comme élément de renforcement de la solution solide. Virtuellement tous les superalliages à base de nickel  
30 contiennent également du cobalt en quantité d'environ 10% et du carbone en quantité d'environ 0,1% qui agissent pour renforcer la limite des grains et former des carbures qui durcissent l'alliage. Le bore et le zirconium sont également souvent ajoutés en petites quantités pour renforcer la limite  
35 des grains.

La plupart du temps, les palettes des turbines à gaz sont formées par moulage et la plupart du temps le procédé de moulage utilisé produit des éléments ayant des grains à structure équiaxe non orientée. Il est bien connu que les  
40 propriétés à température élevée des métaux habituellement

- 2 -

- dépendent entièrement des propriétés à la limite des grains, et par conséquent des efforts ont été faits pour renforcer ces limites (par exemple par les additions indiquées ci-dessus), où pour réduire ou éliminer les limites des grains transversales à l'axe de contrainte principal de l'élément. Un procédé d'élimination des limites de grains transversales est la solidification orientée décrite dans le brevet US numéro 3 260 505.
- 10 L'effet de la solidification orientée est de produire une microstructure orientée à grains en colonnes dont l'axe principal est parallèle à l'axe de contrainte de l'élément et qui a un nombre minimum ou pas de limites de grains perpendiculaires à l'axe de contrainte de l'élément.
- 15 Une autre extension de ce principe est l'utilisation d'éléments à structure monocristalline pour les palettes des turbines à gaz. Ce principe est décrit dans le brevet US numéro 3 494 709. L'avantage évident de la palette à structure monocristalline est l'absence totale de limites de grains. Dans les monocristaux par conséquent, les limites des grains sont supprimées comme éléments potentiels affaiblissant l'alliage donc, les propriétés du monocristal dépendent entièrement des propriétés mécaniques inhérentes de la matière.
- 25 Dans la technique connue de développement des alliages, de grandes efforts ont été consacrés à résoudre les problèmes résultant des limites de grains, par l'addition d'éléments tels que le carbone, le bore et le zirconium.
- 30 Un autre problème que la technique connue de développement des alliages cherchait à éviter était le développement de phases nuisibles après des expositions à long terme aux températures élevées (c'est-à-dire l'instabilité de l'alliage).
- 35 Dans le brevet US numéro 3 567 526, on enseigne que le carbone peut être complètement éliminé des articles en superalliage à structure monocristalline et qu'une telle élimination améliore les propriétés de fatigue.
- 40 Dans les articles à structure monocristalline

- 3 -

qui ne contiennent pas de carbone, il existe deux importants mécanismes de durcissement. Le mécanisme de durcissement le plus important est la phase intermétallique gamma prime  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ . Dans les superalliages modernes à base de nickel, la phase gamma prime peut être présente en quantité aussi élevée que 60 % en volume. Le second mécanisme de durcissement est le durcissement de la solution solide qui est obtenu par la présence de métaux réfractaires tels que le tungstène et le molybdène dans la matrice de solution solide de nickel. Pour une fraction de volume constante de phase gamma prime, des variations considérables de l'effet de durcissement de cette fraction de volume de phase gamma prime peuvent être obtenues en variant la dimension et la morphologie des grains de précipité gamma prime. La phase gamma prime se caractérise en ce qu'elle a une température solvus au-dessus de laquelle la phase se dissout dans la matrice. Dans de nombreux alliages coulés cependant, la température solvus de la phase gamma prime est supérieure à la température de fusion commençante de sorte qu'il n'est pas possible d'efficacement mettre en solution la phase gamma prime. La mise en solution de la phase gamma prime est le seul moyen pratique de modifier la morphologie de la phase gamma prime de sorte que pour de nombreux superalliages à base de nickel disponibles dans le commerce, la morphologie de la phase gamma prime est limitée à celle obtenue lors du procédé de moulage original. L'autre mécanisme de durcissement, le durcissement de la solution solide, est la plus efficace lorsque les éléments de durcissement de la solution solide sont uniformément répartis dans la matrice de solution solide de nickel. De nouveau, l'efficacité de ce durcissement est réduite par la nature du procédé de moulage. En pratique, les superalliages de nickel se solidifient dans un grand domaine de température. Le procédé de solidification implique la formation de dendrites à point de fusion élevé suivi par une solidification ultérieure du fluide interdendritique à point de fusion plus faible. Ce procédé de solidification conduit à des inhomogénéités de composition significatives au travers de la microstructu-

- 4 -

re. Il est théoriquement possible d'homogénéiser une telle microstructure en chauffant à température élevée pour permettre à la diffusion de se produire. Cependant en pratique dans les superalliages à base de nickel la température maximum d'homogénéisation qui est limitée par la température de fusion commençante, est trop basse pour permettre une homogénéisation significative en des périodes de temps pratiques.

Finalement, dans le brevet US numéro 3 887 363 on décrit une composition de superalliage de nickel convenant pour une solidification orientée qui se caractérise par l'absence de carbone et par <sup>1a</sup> présence de rhénium et de vanadium.

Le brevet US numéro 4 116 723 concerne le traitement thermique d'articles à structure monocristalline ayant une composition telle qu'il existe un domaine de traitement thermique utile entre la température solvus gamma prime et la température de fusion commençante et une telle température de traitement thermique de mise en solution est suffisamment élevée pour permettre une homogénéisation complète en des périodes de temps commercialement réalisables. Après un tel traitement d'homogénéisation, les alliages sont refroidis et ensuite chauffés jusqu'à une température intermédiaire en vue d'une étape de précipitation contrôlée. Le large domaine de composition donné dans le brevet US No. 4 116 723 englobe en partie les domaines de compositions de la présente invention, bien que la composition selon l'invention produise des propriétés qui sont sensiblement améliorées par rapport à n'importe lesquelles des propriétés montrées dans le brevet US no. 4 116 723.

L'invention concerne des articles en superalliage convenant pour être utilisés à des températures élevées et en particulier comme élément de moteur à turbine à gaz. La composition de l'article est limitée à un domaine assez étroit comprenant : 4,5 à 6 % Cr, 5,0 à 5,8% Al, 0,8 à 1,5% Ti, 1,8 à 2,3 % Mo, 4 à 6% W, 5,5 à 8% Ta, 1 à 5% Re, 0,2 à 0,6% V, 0 à 7% Co, le complément étant du nickel.

La composition selon l'invention contient du rhénium et éventuellement du cobalt. Il existe deux éléments qui augmentent simultanément la température de fusion commençante

- 5 -

et diminuent la température solvus de la phase gamma prime rendant ainsi le traitement d'homogénéisation possible. La présence de vanadium a également été trouvée essentielle  
5 pour obtenir les propriétés optimum.

Cette composition est obtenue sous forme monocristalline par la mise en oeuvre de techniques de moulage bien connues et elle est ensuite soumise à un traitement thermique par homogénéisation à une température élevée  
10 suivie par un traitement de vieillissement à une température plus basse.

Si on procède comme il est décrit pour la présente invention, les articles à structure monocristalline de la composition précédente ont une combinaison exceptionnelle  
15 de propriétés. La combinaison de ces propriétés, y compris la résistance mécanique à température élevée et la résistance à l'oxydation et à la corrosion à chaud à températures élevées n'a pas été obtenues jusqu'à présent par une autre composition.

20 Les buts précédents et autres caractéristiques et avantages de la présente invention apparaîtront plus aisément à la lumière de la description détaillée suivante d'un mode de réalisation préféré illustré dans les dessins.

La présente invention concerne un article spécifique  
25 que ayant une combinaison exceptionnelle de propriétés qui ne pouvaient être obtenues simultanément avec des articles connus dans la technique. L'article selon l'invention a une composition limitée consistant en 4,5 à 6% Cr, 5,0 à 5,8% Al, 0,8 à 1,5% Ti, 1,7 à 2,3% Mo, 4 à 6% W, 5,5 à 8%  
30 Ta, 1 à 5% Re, 0,2 à 0,6% V, 0 à 7% Co, le complément étant du nickel. Les éléments de durcissement de la limite des grains B et Zr, et le carbone sont expressément exclus et sont présents seulement comme impuretés.

Cette composition est similaire, à certains points  
35 de vue, à celle décrite dans le brevet US No. 4 116 723 avec les différences significatives suivantes : le rhénium est présent en faibles quantités bien qu'importantes et le vanadium est présent, lequel élément n'est pas suggéré dans le brevet cité. Le cobalt est également présent  
40 facultativement et le cobalt était également spécifiquement

- 6 -

exclu dans ce brevet. Même sans tenir compte de ces changements, le domaine de compositions est beaucoup plus étroit et beaucoup plus spécifique que celui du brevet US numéro 4 116 723. Cette composition étroite et spécifique a une combinaison inégalée de propriétés.

Cette composition d'alliage a une utilité pratique seulement sous forme de monocristal. La formation de l'alliage en un monocristal est un aspect critique de l'invention, mais le procédé exact et les détails exacts de la formation du monocristal ne sont pas importants. Des techniques de solidification typiques de ces articles sont décrites dans le brevet US numéro 3 494 709.

Un point important à prendre en considération concernant la présente invention est que des variations de compositions relativement faibles ont des influences très marquées sur les propriétés. Ces points seront mis en évidence dans le tableau I qui donne plusieurs compositions d'alliages étroitement liées et les tableaux II et III qui illustrent les propriétés de fluage et d'oxydation et de sulfuration de ces alliages.

TABLEAU I

| Alliages | Cr  | Ti   | Mo  | W   | Re  | Ta  | Al   | V   | Ni     |
|----------|-----|------|-----|-----|-----|-----|------|-----|--------|
| 203E     | 5,0 | 1,1  | 2,0 | 5,0 | 3,0 | 6,5 | 5,5  | 0,4 | Compl. |
| 201E     | 5,0 | 2,25 | 2,0 | 5,0 | 3,0 | 6,5 | 4,75 | --- | Compl. |
| 202E     | 5,0 | 1,5  | 2,0 | 5,0 | 3,0 | 6,5 | 5,5  | --- | Compl. |
| 204E     | 5,0 | 0,7  | 2,0 | 5,0 | 3,0 | 6,5 | 5,5  | 0,8 | Compl. |
| 205E     | 5,0 | 1,1  | 2,0 | 8,0 | --- | 6,5 | 5,5  | 0,4 | Compl. |

En ce qui concerne les compositions données dans le tableau I, les éléments Al, Ti, Ta et V sont les éléments ainsi nommés promoteurs de phase gamma prime. Ces éléments seront trouvés presque entièrement dans la phase de durcissement gamma prime et la quantité de ces éléments aura un effet contrôlé sur la quantité de phase de durcissement gamma prime présente.

Les éléments Mo, W et Re durcissent la phase gamma de la matrice par un mécanisme de solution solide.

En revenant maintenant au tableau I, on peut voir que les quantités de Cr, les quantités de Mo et les quantités de Ta pour tous ces alliages sont constantes. En outre,

- 7 -

les quantités de Re sont constantes à l'exception de l'alliage 205 et les quantités de Al sont constantes à l'exception de l'alliage 201.

5 L'alliage 203 est l'alliage selon l'invention.  
L'alliage 201 diffère de l'alliage 203 en ce qu'il comprend moins d'aluminium et pas de vanadium. La quantité de titane dans l'alliage 201 a été augmentée de façon à obtenir une quantité essentiellement constante d'éléments formant la  
10 phase gamma prime par rapport à l'alliage 203. On pourra voir ultérieurement que l'alliage 201 a une résistance sensiblement réduite à l'oxydation du fait de la teneur réduite en aluminium.

Les alliages 202 et 204 considérés avec l'alliage  
15 203 démontrent l'effet du vanadium. L'alliage 202 ne comprend pas de vanadium et la quantité de titane a été augmentée de façon à obtenir une quantité constante d'éléments formant la phase gamma prime. L'alliage 203 contenait 0,4% de vanadium. L'alliage 204 contenait 0,8% de vanadium et les quantités  
20 de titane étaient abaissées de façon que la quantité d'éléments de formation de phase gamma prime était constante. On peut voir que 0,0%V, et 0,8% V tous les deux résultent en des résistances au fluage plus faible que l'alliage 203 contenant 0,4%V.

25 L'alliage 205 démontre l'effet du rhénium sur la résistance au fluage. Dans l'alliage 205, on a omis le rhénium alors que la quantité en tungstène a été augmentée de façon à maintenir une quantité constante d'éléments durcissant la solution solide de phase gamma. On verra ulté-  
30 rieurement que cette substitution a un effet nuisible sur la résistance au fluage. L'effet de ces changements relativement minimes de compositions sur les propriétés mécaniques peut être observé dans le tableau II.

TABLEAU II

| Alliages | Propriétés de fluage |                    | Limite jusqu'à rupture (hrs) |
|----------|----------------------|--------------------|------------------------------|
|          | Conditions du test   | 1% de fluage (hrs) |                              |
| 203E     | 982°C-2482 bars      | 91                 | 264                          |
| 201E     | "                    | 71                 | 182                          |
| 202E     | "                    | 77                 | 180                          |
| 204E     | "                    | 69                 | 172                          |
| 205E     | "                    | 20                 | 89                           |

- 8 -

Le tableau II montre les propriétés de fluage, la durée jusqu'à l'obtention de 1% de fluage et la limite jusqu'à la rupture à 982°C et sous une charge appliquée de 2482 bars. En revoyant le tableau II, on voit que la limite jusqu'à rupture de l'alliage 203 est sensiblement plus élevée que pour n'importe lequel des autres alliages montrés dans le tableau I. Les alliages selon l'invention, traités selon le procédé de l'invention auront des limites jusqu'à 1% de fluage supérieures à 85 heures alors qu'ils sont testés à 982°C sous une charge de 2482 bars. La durée jusqu'à 1% de fluage de l'alliage 203 est également significativement plus grande que la durée jusqu'à 1% de fluage des autres alliages testés. Bien que des variations se produisent toujours dans les tests de fluage, la supériorité substantielle de l'alliage 203 sur les autres alliages est admise comme étant très significative.

Ce tableau montre que des changements relativement minimes de compositions ont des effets substantiels sur les propriétés mécaniques à température élevée. Ces résultats soutiennent l'aspect critique des domaines de compositions spécifiques qui sont revendiqués dans la demande.

TABLEAU III

| Alliages | Résistance à la sulfuration et à l'oxydation                                                   |                                                                                                              |  | Résistance cyclique à l'oxy-<br>dation sur des articles<br>revêtus de NiCoCrAlY à 1170°C<br>(hrs/25,4 $\mu$ de revêtement) |
|----------|------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
|          | Résistance isothermique à la<br>sulfuration à 899°C<br>(microns d'attaque après<br>400 heures) | Résistance à l'oxydation<br>cyclique sur article non-<br>revêtu à 1121°C (microns<br>d'attaque après 200hrs) |  |                                                                                                                            |
| 203E     | 570,7                                                                                          | 355,6                                                                                                        |  | 233                                                                                                                        |
| 201E     | 631,0                                                                                          | 673,1                                                                                                        |  | 80,2                                                                                                                       |
| 202E     | 608,3                                                                                          | 304,8                                                                                                        |  | 80,2                                                                                                                       |
| 204E     | 510,5                                                                                          | 431,8                                                                                                        |  | 203                                                                                                                        |
| 205E     | 508,0                                                                                          | 393,7                                                                                                        |  | 218                                                                                                                        |
|          |                                                                                                |                                                                                                              |  | 1                                                                                                                          |
|          |                                                                                                |                                                                                                              |  | 9                                                                                                                          |
|          |                                                                                                |                                                                                                              |  | 1                                                                                                                          |

- 10 -

Le tableau III montre les propriétés des alliages du tableau I sous les conditions des essais qui produisent une sulfuration (corrosion à chaud) et une oxydation.

- 5 Les performances à l'oxydation sont montrées à la fois pour l'alliage non revêtu et pour l'alliage revêtu d'un revêtement connu dans la technique.

- 10 La résistance à la sulfuration de l'alliage 203 est sensiblement équivalente à celle des autres alliages testés dans les limites de dispersion normalement rencontrées dans ce type d'essai. La résistance à l'oxydation de l'alliage 203 non revêtu est meilleure que celle des alliages testés à l'exception de l'alliage 202.

- 15 Dans les moteurs à turbine à gaz modernes, les articles en superalliage sont invariablement couverts d'un revêtement protecteur. L'un des plus utiles des revêtements protecteurs est un revêtement de NiCoCrAlY ayant une composition de 18% Cr, 23%Co, 12,5% Al, 0,3% Y , le complément étant essentiellement du nickel. Ce revêtement 20 est décrit dans le brevet US numéro 3 928 026. Le revêtement est appliqué habituellement par la mise en oeuvre d'un procédé de dépôt de phase vapeur. Le nombre donné dans le tableau III concerne les heures de temps d'exposition nécessaires pour que l'oxydation pénètre dans le revêtement, 25 divisées par l'épaisseur du revêtement. Ce test donne une indication utile du comportement probable de l'alliage avec le revêtement protecteur. Dans ce test on peut voir que l'alliage 203 semble être au moins aussi bon que n'importe lequel des autres alliages et sensiblement meilleur 30 que les alliages 201 et 202.

- Donc, on peut voir que l'alliage 203 a une combinaison générale de propriétés supérieure aux propriétés des autres alliages similaires du tableau I. L'alliage 203 présente les meilleures propriétés de fluage. En ce qui 35 concerne la résistance à la sulfuration et à l'oxydation, l'alliage 203 est compétitif par rapport aux autres alliages testés et présente une supériorité marquée en ce qui concerne la résistance à l'oxydation à l'état revêtu par rapport à d'autres alliages. L'information présentée dans les 40 tableaux I, II et III montre comment des changements mini-

- 11 -

mes de compositions ont des effets distincts sur les performances des alliages.

Le tableau IV présente une comparaison des propriétés de fluage de l'alliage 203 avec deux autres alliages.

Tableau IV

## Comparaison des propriétés de fluage

|    | Alliage | Conditions du test | Durée jusqu'à 1% de fluage (hrs) | Limite jusqu'à rupture (hrs) |
|----|---------|--------------------|----------------------------------|------------------------------|
| 10 | 203E    | 982°C/2482 bars    | 91                               | 264                          |
|    | 454     | "                  | 38                               | 100                          |
|    | 1422    | "                  | 11                               | 45                           |
|    | 203E    | 871°C/4826.5       | 170                              | 389                          |
|    | 454     | "                  | 46,5                             | 161                          |
| 15 | 1422    | "                  | 10,5                             | 55                           |

L'alliage 454 est décrit et revendiqué dans la demande de brevet US numéro 970 710. Cet alliage est un alliage à structure monocristalline et ses propriétés concernent des échantillons à structure monocristalline. La composition de l'alliage 454 est 10% Cr, 5% Co, 12% Ta, 4% W, 5% Al, 1,5% Ti, le complément étant du nickel.

L'alliage 1422 est un alliage de nickel utilisé dans le commerce dont la composition est 9% Cr, 10% Co, 12% W, 1% Nb, 2% Ti, 5% Al, 2% Hf, 0,15% C, 0,015% B, le complément étant du nickel. Cet alliage est utilisé sous forme de grains en colonnes comme il est décrit dans le brevet US No. 3 494 709 et les propriétés montrées dans les tableaux sont des échantillons de ce type. Donc, l'alliage de 1422 est dans un état à structure de grains en colonnes et l'alliage 454 est un alliage de pointe à structure monocristalline.

Le tableau IV montre que sous les conditions du test à 982°C et sous une charge de 2482 bars, l'alliage 203 dépasse de deux fois les performances de l'alliage 454 et de huit fois celles de l'alliages 1422 en termes de durée jusqu'à 1% de fluage.

En termes de limite jusqu'à rupture, l'alliage dépasse de deux fois l'alliage 454 et plus de cinq fois l'alliage de 1422. Sous des conditions d'essais à température

- 12 -

plus basse, 971 °C et 4826,5 bars ; des résultats similaires sont observés avec la supériorité de l'alliage 203 étant généralement supérieure à la supériorité observée sous 5 des conditions de test à température plus élevée.

TABLEAU V  
Comparaison des valeurs de la sulfuration et de l'oxydation

| Alliages | Sulfuration au four à 899°C<br>(microns attaqués après 400<br>heures) | Résistance à l'oxydation sur<br>échantillon non-revêtu à<br>1121°C (microns attaqués après<br>308 heures) | Résistance à l'oxydation<br>sur échantillon revêtu<br>de NiCoCrAlY à 1177°C<br>(hrs/25,4 $\mu$ de revêtement.) |
|----------|-----------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 203E     | 571,5                                                                 | 355,6                                                                                                     | 233                                                                                                            |
| 454      | 444,5                                                                 | 279,4                                                                                                     | 160                                                                                                            |
| 1422     | 662,9                                                                 | 977,9                                                                                                     | 50,5                                                                                                           |
|          |                                                                       |                                                                                                           | - 13 -                                                                                                         |

- 14 -

Le tableau V montre une comparaison des trois alliages sous les conditions de l'essai produisant une sulfuration (corrosion à chaud) et une oxydation. On peut voir qu'en termes de résistance à la sulfuration, l'alliage 203 est légèrement inférieur à l'alliage 454, bien que la différence entre les alliages n'est pas substantielle du fait de la variabilité habituelle de ce type de test. On a observé que l'alliage 203 est légèrement meilleur que l'alliage 1422. Des résultats similaires sont observés en ce qui concerne l'oxydation sur l'échantillon non revêtu bien que l'alliage 203 est sensiblement supérieur à l'alliage 1422.

Dans l'essai d'oxydation sur un échantillon revêtu où les échantillons sont revêtus du revêtement précédemment décrit de NiCoCrAlY, le comportement de l'alliage 203 est significativement meilleur que la performance des autres deux alliages et dépasse de 4 fois la performance de l'alliage utilisé dans le commerce 1422.

Donc, en ce qui concerne les autres alliages, l'alliage 203 a des propriétés de fluage, en combinaison avec des performances à la sulfuration et à l'oxydation sensiblement améliorées et une performance à l'oxydation avec revêtement qui est comparable ou supérieure à celle des autres alliages.

Les propriétés mécaniques des alliages 203 proviennent de la séquence spécifique de traitement similaire à celle décrite dans le brevet 4116723.

Les points essentiels de cette séquence sont que cet alliage est obtenu sous forme de monocristal, comme il est décrit précédemment, en ce qu'il est soumis à un traitement de mise en solution de façon à dissoudre la totalité de la phase gamma prime, en ce qu'il est rapidement refroidi et ensuite rechauffé jusqu'à une température qui permet d'obtenir une reprecipitation de la phase gamma prime sous forme de grains fins.

L'alliage 203 a une température solvus de la phase gamma prime de  $1340^{\circ}\text{C}$  et une température de fusion commençaute de  $1351^{\circ}\text{C}$ . Pour dissoudre la phase gamma prime l'alliage doit être chauffé dans le domaine de  $1430$  à  $1351^{\circ}\text{C}$  pendant une période de temps d'environ 1 à 10 heures.

- 15 -

Les résultats des essais précédemment discutés proviennent d'échantillons qui ont été chauffés durant 4 heures. Les échantillons ont alors été refroidis au moins aussi vite que la vitesse de refroidissement obtenue par refroidissement dans de l'air calme jusqu'à une température de 260°C ou moins et ensuite réchauffés jusqu'à une température entre 816°C et 1149°C pendant une période située entre 2 et 50 heures. La séquence particulière utilisée pour obtenir les résultats des essais précédemment décrits est de 4 heures d'exposition à 1080°C suivi par une exposition de 32 heures à 871°C. En ce qui concerne le traitement thermique, l'article a une microstructure contenant environ 60 à 65 % en volume de phase gamma prime dans la matrice gamma. La dimension moyenne des grains de phase gamma prime sera inférieure à 15 microns.

Bien entendu diverses modifications peuvent être apportées par l'homme de l'art aux articles qui viennent d'être décrits uniquement à titre d'exemples non limitatifs sans sortir du cadre de l'invention.

- 16 -

## Revendications :

1. Article en superalliage à structure monocristalline ayant subi un traitement thermique convenant pour être  
5 utilisé dans les éléments des moteurs à turbine à gaz caractérisé en ce qu'il consiste en : 4,5 à 6% Cr, 5,0 à 5,8% Al, 0,8 à 1,5% Ti, 1,7 à 2,3% Mo, 4 à 6% W, 5,5 à 8% Ta, 1 à 5% Re, 0,2 à 0,6% V, 0 à 7% Co, le complément étant essentiellement du nickel, cet article ne comprenant  
10 pas de limites de grains internes et consistant en 60 à 65% de phase gamma prime dans une matrice de phase gamma, la dimension moyenne des grains de phase gamma prime étant inférieure à 0,5 microns, lequel article ayant une limite au fluage à 1% dépassant 80 heures et une limite jusqu'à  
15 rupture dépassant 240 heures lorsqu'il est testé à 982°C sous une contrainte appliquée de 2482 bars.
2. Procédé d'obtention d'un article en superalliage à structure monocristalline selon la revendication 1, convenant pour être utilisé dans les éléments de moteur à  
20 turbine à gaz, caractérisé en ce qu'il consiste à :
- a. réaliser une composition comprenant 4,5 à 6% Cr, 5,0 à 5,8% Al, 0,8 à 1,5% Ti, 1,7 à 2,3% Mo, 4 à 6% W, 5,5 à 8% Ta, 1 à 5% Re, 0,2 à 0,6% V, 0 à 7% Co, le complément étant essentiellement du nickel;
- 25 b. soumettre l'alliage à une fusion et une solidification orientée pour obtenir un article à structure monocristalline,
- c. soumettre l'article à un traitement thermique entre 1340°C et 1351°C durant 1 à 10 heures;
- d. refroidir l'article;
- 30 e. réchauffer l'article jusqu'à au moins une température entre 816°C et 1149°C et maintenir l'article dans ce domaine de température durant 2 à 50 heures.

35

Par procuration de: UNITED TECHNOLOGIES CORPORATION  
Le mandataire : R. Baudin

