

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

EP 0 758 684 A1

(12)

DEMANDE DE BREVET EUROPEEN

(43) Date de publication:

19.02.1997 Bulletin 1997/08

(51) Int Cl.⁶: **C22C 19/05**

(21) Numéro de dépôt: **96401740.4**

(22) Date de dépôt: **07.08.1996**

(84) Etats contractants désignés:

DE FR GB SE

(30) Priorité: **09.08.1995 FR 9509653**

(71) Demandeur: **SOCIETE NATIONALE D'ETUDE ET DE**

CONSTRUCTION DE MOTEURS D'AVIATION,
"S.N.E.C.M.A."

F-75015 Paris (FR)

(72) Inventeurs:

- **Duquenne, Catherine**
75003 Paris (FR)
- **Soucail, Michèle**
92260 Fontenay aux Roses (FR)
- **Lautridou, Jean Charles Henri**
91070 Bondoufle (FR)
- **Walder, André**
94240 L'Hay Les Roses (FR)
- **Marty, Michel**
78530 Buc (FR)

(54) **Superalliages à base de nickel stables à hautes températures**

(57) Un superalliage à base de nickel présentant de bonnes propriétés mécaniques à chaud de tenue en traction, en fluage et en résistance à la fissuration a une composition chimique en pourcentages pondéraux appartenant au domaine suivant :

Co 14,5 à 15,5 ; Cr 12 à 15 ; Mo 2 à 4,5 ; Al 2,5 à 4 ; Ti

4 à 6 ; Hf inférieur ou égal à 0,5 ; C100 à 300 ppm ; B 100 à 500 ppm ; Zr 200 à 700 ppm ; Ni complément à 100.

Les pièces mises en forme à partir de ces alliages présentent une excellente stabilité microstructurale dans un domaine de fonctionnement en températures allant jusqu'à 800°C

EP 0 758 684 A1

Description

La présente invention a pour objet des compositions de superalliages base nickel élaborés par Métallurgie des Poudres (MdP) pour disques de turboréacteurs pouvant fonctionner dans un domaine de température allant jusqu'à 750°C sous un chargement mécanique sévère et pour des durées de vie de plusieurs dizaines de milliers d'heures.

Ces pièces nécessitent l'emploi de matériaux homogènes de densité modérée qui doivent satisfaire un certain nombre de critères concernant des propriétés mécaniques telles que : traction, fluage, fatigue oligocyclique et résistance à la propagation des fissures jusqu'à 750°C.

Les superalliages élaborés par MdP peuvent répondre à des applications hautes températures mais peuvent ne pas présenter une stabilité structurale suffisante pour une utilisation prolongée. En cours d'utilisation et pour des températures supérieures à 650°C, des phases fragilisantes dites phases TCP (Topologically Close-Packed), précipitent et détériorent les propriétés mécaniques de l'alliage. Par exemple sur la figure 1, le diagramme T.T.T. (Temps-Température-Transformation) d'un superalliage A à base nickel conforme à EP-A-0237.378 montre que pour le domaine de température compris entre 600 et 850°C, les phases fragilisantes apparaissent dans la zone 1 d'autant plus tôt que la température d'utilisation du matériau est élevée. La zone 2 délimite les conditions d'apparition de précipités de carbures intergranulaires influant également sur l'instabilité de l'alliage. Des résultats de fluage avec allongement de 0,2 % sont représentés sur la figure 2 où les courbes 1 et 2 sont les enveloppes des points obtenus à des températures comprises entre 650°C et 750°C en reportant les valeurs de contrainte en MPa par rapport au coefficient m de LARSON-MILLER où T représente la température en Kelvin, t le temps en heure pour un alliage A vieilli à 700°C pendant 2000 heures et les courbes 3 et 4 sont les enveloppes des points obtenus sur l'alliage A à l'état non vieilli. Ces résultats montrent que le temps de fluage pour atteindre 0,2 % d'allongement plastique est alors jusqu'à 10 fois plus faible que pour le matériau non vieilli. Il est donc clair que pour des applications telles que des disques de turboréacteurs, fonctionnant à des températures élevées (>700°C) pendant plusieurs dizaines de milliers d'heures, il est indispensable d'utiliser des superalliages stables dans tout le domaine d'application visé.

Les superalliages base nickel présentent généralement une structure composée de deux phases :

- une phase austénitique gamma à composition à base de Ni, enrichie en Co et durcie principalement par des éléments en solution solide tels que Mo, Cr, W ;
- une phase intermétallique gamma-prime dispersée, durcissante, de type Ni_3Al dans laquelle principalement Co et Cr peuvent se substituer à Ni alors que Ti et Nb se substituent préférentiellement à Al.

Le niveau de caractéristiques mécaniques et de stabilité requis peut être obtenu en intervenant sur les modes de durcissement des deux phases ce qui conduit à spécifier les teneurs de chacun des éléments.

Pour améliorer la stabilité des superalliages ou pour les rendre thermodynamiquement plus stables, il faut agir sur la composition chimique de la phase gamma. Un superalliage à base de nickel présentant de bonnes propriétés mécaniques à chaud de tenue en traction, en fluage et en résistance à la fissuration dans de bonnes conditions de stabilité microstructurale et répondant aux conditions énoncées ci-dessus est caractérisé en ce que la composition chimique en pourcentages pondéraux appartient au domaine suivant :

Co 14,5 à 15,5 ; Cr 12 à 15 ; Mo 2 à 4,5 ; W 0 à 4,5 ;

Al 2,5 à 4 ; Ti 4 à 6 ;

Hf inférieur ou égal à 0,5 ; C 100 à 300ppm ; B 100 à 500ppm ; Zr 200 à 700 ppm et Ni complément à 100 et en ce que la somme des concentrations atomiques en éléments gamma-prime-gènes (Al + Ti + Hf) dans l'alliage est comprise entre 11,5 et 14,5 %, bornes comprises, correspondant à une fraction volumique de phase gamma-prime estimée à une valeur comprise entre 40 et 58 %, que la somme des concentrations atomiques en éléments gamma-gènes (Mo + W + Cr) dans l'alliage est comprise entre 14,5 et 19 %, bornes comprises, et qu'une valeur calculée du critère de stabilité est située entre 0,900 et 0,915, bornes comprises, de manière à assurer une excellente stabilité microstructurale dans un domaine de température allant jusqu'à 800°C.

L'invention sera mieux comprise et les avantages précisés à l'aide de la description qui va suivre de la justification des principaux choix de composition et des exemples de réalisation, en référence aux figures annexées sur lesquelles :

- la figure 1 représente le diagramme T.T.T. (Temps-Température-Transformation) d'un superalliage A connu et a été précédemment décrite ;
- la figure 2 précédemment décrite représente un diagramme des résultats de résistance au fluage à 0,2 % d'allongement de l'alliage A connu antérieur pour un état standard et pour un état standard plus vieilli ;
- la figure 3 représente un diagramme de positionnement des compositions atomiques des alliages de l'invention

par rapport à celles d'alliages connus antérieurs ;

- la figure 4 montre une microphotographie de la microstructure de l'alliage antérieur A connu, à l'état traité standard ;
- la figure 5 montre une microphotographie de l'alliage A pour un état traité plus vieilli à 750°C pendant 500 heures ;
- les figures 6 et 7 montrent des microphotographies analogues à celles des figures 4 et 5 représentant les microstructures d'un alliage conforme à l'invention, respectivement à l'état traité et à l'état traité plus vieilli.

SPECIFICATIONS EN Al, Ti, Nb, Hf : ELEMENTS GAMMA-PRIME-GENES

La phase gamma-prime, dans laquelle se concentrent les éléments gamma-prime-gènes, exerce un rôle prépondérant sur la tenue mécanique des superalliages tant au niveau du durcissement, du fait de l'interaction entre les phases gamma et gamma-prime, de l'homogénéité de la déformation que de celui de l'interaction avec l'environnement puisque cette phase constitue une source privilégiée d'aluminium. La fraction volumique de phase gamma-prime dans un superalliage est donc un paramètre important qu'il est facile de faire varier en jouant sur la teneur en éléments gamma-prime-gènes : Al, Ti, Nb, Hf.

Pour les alliages de l'invention, la fraction volumique de phase gamma-prime a été fixée à une valeur comprise entre 0,40 et 0,58, ceci est obtenu en prenant une somme des concentrations pondérales dans l'alliage en éléments gamma-prime-gènes (Al + Ti + Nb + Hf) comprise entre 8 et 10%, correspondant à une somme des concentrations atomiques dans l'alliage comprise entre 11,5 et 14,5%.

L'invention prévoit également des teneurs en Al et Ti telles que leur rapport Ti/Al soit compris entre 1,3 et 2,4 (calculé en % pondéral). En effet la substitution du titane à l'aluminium est connue pour favoriser le durcissement de la phase gamma-prime au-delà de 650°C, mais elle doit être limitée car au-delà d'une certaine fraction de titane dans la phase gamma-prime, celle-ci se transforme d'une phase de type Ni₃Al en une phase de type Ni₃Ti non renforçante.

L'introduction de Nb dans les alliages de l'invention n'a pas été retenue, malgré l'effet favorable de cet élément sur la limite d'élasticité, car il possède par ailleurs un effet défavorable sur la résistance à la fissuration en fatigue-fluage à partir de 650°C, comme le montrent les résultats détaillés plus loin.

SPECIFICATIONS EN Co

Le cobalt est un élément qui se partage assez équitablement entre les phases gamma et gamma-prime et avec toutefois un avantage en faveur de la phase gamma-prime, sa concentration pondérale pour tous les alliages de l'invention a été fixée à environ 15 %. Cette teneur est un bon compromis permettant de bénéficier des avantages apportés par la présence de cobalt dans les superalliages, en particulier son influence favorable pour la résistance en fluage, tout en limitant son influence défavorable par rapport à celle du nickel sur la stabilité microstructurale de l'alliage. Par exemple l'alliage Nimonic 80A (Ni-19,5Cr - 1,4Al-2,4Ti) qui ne contient pas de cobalt atteint en fluage-rupture à 760°C, une durée de vie de 1000 heures sous une contrainte de 160 MPa, alors que pour le Nimonic 90 (Ni-19,5Cr - 16,5Co-1,5Al-2,5Ti) contenant 16,5 % de cobalt, la contrainte nécessaire pour obtenir à la même température, la même durée de vie, est égale à 205 MPa (réf. C. T. SIMS, Norman S. Stoloff, W.C Hagel, Superalloys II, édité par John Wiley & Sons, New York, 1987, p. 594 et 596).

SPECIFICATIONS EN Cr, Mo, W : ELEMENTS GAMMA GENES

Le chrome en se concentrant préférentiellement dans la phase gammajoue un rôle essentiel pour la résistance de l'alliage aux effets de l'environnement à haute température.

La teneur en chrome des alliages de l'invention a été déterminée de manière à introduire une concentration de 25% atomique de Cr dans la phase gamma, la concentration atomique en chrome C_{Cr} dans l'alliage étant définie par rapport à la fraction atomique de phase gamma par la relation :

$$C_{Cr} = 25 \times (1 - 0,867 F)$$

Les concentrations dans l'alliage en Mo ou en (Mo + W) ont été ajustées afin que la composition de la matrice ne puisse provoquer la formation de phase fragilisante TCP de type a. La méthode de calcul New-Phacomp basée sur le calcul des structures électroniques et proposée par Morinaga & all, (ref M. Morinaga, N. Yukawa H. Adachi, H. Ezaki, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984, p.525) a été utilisée à cette fin. Elle est caractérisée par l'utilisation d'un critère de stabilité désigné sous le terme de Md et dont le calcul est explicité au paragraphe suivant. Pour les alliages de l'invention la valeur calculée du critère de stabilité Md est toujours comprise entre 0,900 et 0,915 ou égale à l'une de ces deux valeurs. Les concentrations en Mo ou en (Mo + W) ont donc été ajustées de manière à ce que la valeur du Md n'excède pas les valeurs de la fourchette fixée.

EP 0 758 684 A1

Le tableau I et Ibis ci-après donnent les compositions respectivement en pourcentages pondéraux et en pourcentages atomiques des alliages connus antérieurs A, B, C, D, E, F, G et des alliages conformes à l'invention NR3, NR4 et NR6, le complément à 100 étant Ni :

% p	A	B	C	D	E	F	G	NR 3	NR 4	NR 6
Cr	11,5	14,0	15,0	17,9	16,5	12,5	12,4	12,5	14,4	13,9
Co	15,7	8,0	16,5	14,7	13,5	18,6	18,5	14,9	14,8	15,3
Mo	6,5	3,5	5,0	3,0	4,2	3,3	3,2	3,55	4,6	2,2
W	0	3,5	0	1,3	4,2	0	0			3,7
Al	4,35	3,5	4,0	2,5	2,3	4,9	5,0	3,6	2,5	2,9
Ti	4,35	2,5	3,5	5,0	3,9	4,5	4,3	5,5	5,8	4,6
Nb	0	3,5	0	0	0,8	1,8	0			
Hf	0,5	0						0,3	0,4	0,3
V							0,9			
C								0,02	0,02	0,02
B								0,01	0,03	0,01
Zr								0,05	0,05	0,06
	H		I		J		K			
Cr	15		15		15		15			
Co	25		15		19,5		13,6			
Mo	4,25		3,75		4,25		4,1			
Al	3,925		4,925		7,75		2,2			
Ti	4,7		3,55		0		4,6			
C	0,105		0,105		0,105		0,01			
B	0,0515		0,0515		0,0515		0,007			
Zr	0,105		0,105		0,105		0,07			

TABLEAU I

	%at	A	B	C	D	E	F	G	NR 3	NR 4	NR 6
5	Cr	12,4	15,5	16,05	19,3	18,45	13,3	13	13,4	15,6	15,3
	Co	14,9	7,8	15,6	14	13,3	17,5	17,2	14,1	14,15	14,8
	Mo	3,8	2,1	2,9	1,8	2,55	1,9	1,8	2,1	2,7	1,3
	W		1,1		0,4	1,3					1,1
	Al	9	7,5	8,25	5,2	5	10,05	10,1	7,4	5,2	6,1
10	Ti	5,1	3	4,1	5,9	4,7	5,2	4,9	6,4	6,8	5,45
	Nb		2,2			0,5	1,1				
	Hf	0,16							0,1	0,1	0,1
								V0,9			
15	Al+										
	Ti+	14,3	12,7	12,35	11,2	10,2	16,35	15	13,9	12,1	11,65
	Nb+										
	Hf										
20	Cr+										
	Mo+	16,2	18,7	18,95	21,5	22,3	15,2	14,8	15,5	18,3	17,7
	W										
		H		I		J		K			
25	Al+										
	Ti+	13,43		14		15,34		10,03			
	Nb+										
	Hf										
30											
	Cr+										
	Mo+	18,35		17,87		17,77		18,7			
	W										

TABLEAU Ibis

L'alliage A précédemment cité est conforme à EP-A-0 237 378.

L'alliage B est connu sous la désignation commerciale RENE 95

L'alliage C est connu sous la désignation commerciale ASTROLOY

L'alliage D est connu sous la désignation commerciale U720

L'alliage E est connu sous la désignation commerciale RENE 88

L'alliage F est connu sous la désignation commerciale MERL 76

L'alliage G est connu sous la désignation commerciale IN 100

Les alliages H, I, et J sont conformes à US-A- 3.147.155

L'alliage K est conforme à WO-A-94.13849

CRITERE DE STABILITE

Afin de comparer entre eux différents superalliages, il est possible de les afficher dans un diagramme simplifié reporté sur la figure 3 qui représente en ordonnée la somme des concentrations atomiques en éléments gamma-prime-gènes (% atomique Al + Ti + Nb + Hf) et en abscisse la somme des concentrations atomiques en éléments gamma-gènes (% atomique Cr + Mo + W). De plus à partir:

- des valeurs des coefficients de partage H_i , récapitulées dans le tableau ci-après et utilisées pour les calculs des compositions C_i gamma et C_i gamma-prime, respectivement concentrations atomiques de l'élément i dans la phase gamma et dans la phase gamma-prime,
 $H_i = C_i \text{ gamma-prime} / C_i \text{ gamma} (1)$

- de la relation qui lie la concentration atomique C_i de l'élément i dans l'alliage aux concentrations de cet élément i dans la phase gamma, C_i gamma et dans la phase gamma-prime, C_i gamma-prime,
 $C_i = (1-F) \times C_i \text{ gamma} + F \times C_i \text{ gamma-prime}$ (2) où F est la fraction atomique de phase gamma-prime dans l'alliage,
on calcule le critère de stabilité Md défini comme suit :

$$Md = \sum_{i=1}^n M_{d_i} \times C_i \text{ gamma} \quad (3)$$

	Ni	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Hf	Nb
M_i	58,7	58,9	52	95,9	183,9	27	47,9	178,5	92,9
M_{d_i}	0,717	0,777	1,142	1,150	1,655	1,900	2,271	3,02	2,117
H_i	1,28	0,345	0,133	0,314	0,833	4,06	10,31	20	20

avec

- M_i masse atomique de l'élément i ,
- M_{d_i} valeur des Md élémentaires affectées à chacun des éléments majeurs entrant dans la composition des superalliages,
- M_{d_i} valeur des Md élémentaires affectées à chacun des éléments majeurs entrant dans la composition des superalliages,
- H_i valeurs des coefficients de partage utilisées pour les calculs des compositions des phases gamma et gamma-prime ($H_i > 1$ pour éléments gamma-prime-gènes et $H_i < 1$ pour éléments gamma-gènes).

Il est donc possible d'attribuer une valeur du critère de stabilité Md , à chacun des alliages du diagramme de la figure 3, comme indiqué ci-après :

Alliage	A	B	C	D	E	F	G
Md	0,935	0,914	0,926	0,921	0,928	0,947	0,935
NR3	NR4	NR6	H	I	J	K	
0,909	0,915	0,906	0,9327	0,09265	0,9538	0,8969	

Pour une valeur de teneur pondérale de Co fixée à 15%, le domaine correspondant aux valeurs du critère Md comprises entre 0,900 et 0,915 est schématiquement situé entre deux droites dans le diagramme de la figure 3 et les alliages de l'invention se situent dans ce domaine, bornes comprises.

Ainsi les alliages de l'invention se distinguent des autres alliages non seulement par leur composition chimique dans le rapport des éléments entre eux mais aussi selon les valeurs du critère de stabilité Md , chaque point du diagramme correspondant à une nuance unique. Une sélection de certains alliages de l'invention appartenant au domaine de composition chimique précédemment défini peut être établie par les trois conditions complémentaires ci-dessous :

$$11,5 < \Sigma \text{ gamma-prime-gènes (\% atomique (Al+Ti+Nb+Hf))} \leq 14,5 \quad (1)$$

$$14 \leq \Sigma \text{ gamma-gènes (\% atomique (Mo+W+Cr))} \leq 19 \quad (2)$$

$$0,900 \leq Md \leq 0,915 \quad (3)$$

MISE EN OEUVRE DES MATERIAUX - EXEMPLES - RESULTATS D'ESSAIS

Les alliages de l'invention ont été élaborés par Métallurgie des poudres. La mise en oeuvre de ce type d'alliages s'est déroulée en plusieurs étapes, de la façon suivante :

EP 0 758 684 A1

- pulvérisation par électrode tournante
- filage
- traitement thermique de mise en solution qui se compose d'une première étape à une température supérieure au solvus gamma-prime (solvus gamma-prime + 5 à 10°C), suivie d'une deuxième étape à une température de 20 à 25°C inférieure à la précédente,
- traitement de vieillissement : 700°C - 24 Heures + 800°C, 4 heures.

Tous les essais mécaniques réalisés dans le cadre de l'invention l'ont été sur des éprouvettes refroidies à la vitesse de 100°C/mn après la mise en solution. Cette vitesse correspond à une vitesse de refroidissement moyenne de pièces susceptibles d'être réalisées en un alliage conforme à celui de l'invention.

Pour chaque nuance, des essais mécaniques sur éprouvettes ont été menés à 750°C.

Le tableau II ci-après récapitule les résultats obtenus lors des essais de traction à 750°C avec R, résistance maximale en traction, R 0,2 % limite élastique conventionnelle pour un allongement de 0,2 % et A allongement à la rupture.

TABLEAU II

Alliage	Traitement thermique	Traction à 750°C		
		R (MPa)	R 0,2% (MPa)	A (%)
A			1005	19,7
A	1200°C/1h + 700°C/24h + 800°C/4h	1178	1001	11,5
E		1075 1170	840-3s 980moy	
B		1100 1180	830-3s 1000moy	3%~
C		900 1020	750-3s 850moy	3% 8%
NR3	1210°C/16h+1190°C/1h+700°C/24h + 800°C/4h	1097	969	21
NR4	1185°C/1h+1160°C/1h+700°C/24h + 800°C/4h	1109	961	12,2
NR6	1185°C C/1h+1160°C/1h+700°C/24h + 800°C/4h	1111	960	16,1

Le tableau III ci-après récapitule les résultats obtenus lors des essais de fluage lisse à 750°C sous une charge de 600MPa.

Avec t 0,2 % temps de maintien en heures, pour atteindre une déformation plastique de 0,2% ; t_r temps de maintien en heures pour atteindre la rupture et A % allongement à la rupture

TABLEAU III

FLUAGE LISSE A 750°C SOUS 600 MPa			
	t 0,2%	t _r	A %
A	9	109	6,8
A	25	59	1
C	2 (15)	34 (100)	
B	1/2 (5)	5 (20)	
E	3 (30)	50 (70)	
NR3	38	180	3,9
NR6	20	149	10,9

Le tableau IV ci-après récapitule les résultats obtenus lors des essais de propagation de fissures à l'air en fatigue fluage à 750°C réalisés après préfissuration à 650°C sous une fréquence de 20Hz, le cycle de propagation étant le suivant : montée en charge 10s - temps de maintien de 300s à charge maximale décharge en 10s sous un rapport des charges de 0,05, avec différentes valeurs de Delta K initial, exprimant la variation initiale du facteur d'intensité de contrainte.

TABLEAU IV

ALLIAGE	CONTRAINTES INITIALES (MPa)	LONGUEUR DE FISSURE INITIALE (mm)	FATIGUE-FLUAGE A 750°C NOMBRE DE CYCLES AVANT RUPTURE
C	142	5	27
A	166	5	34
NR3	172	5,22	150
NR4	179	5,54	530
NR6	168	5	510

Les résultats montrent que les superalliages de l'invention permettent de parvenir à un ensemble optimal de propriétés mécaniques à chaud conciliant de bons résultats en résistance à la propagation de fissure et en traction et en fluage par rapport aux alliages connus antérieurs.

L'état microstructural de l'alliage A et des alliages de l'invention a été caractérisé à l'état traité standard et à l'état traité-vieilli (état traité standard + traitement thermique de vieillissement à 750°C pendant 500 heures), par des observations en microscopie électronique à balayage sur des échantillons non attaqués et examinés à l'aide du contraste en électrons rétro-diffusés. La figure 4 est représentative de la microstructure de l'alliage A, à l'état traité standard et la figure 5 de la microstructure observée à l'état traité vieilli. Le vieillissement provoque sur cet alliage, une précipitation principalement intergranulaire, jugée responsable de l'évolution défavorable de certaines propriétés mécaniques comme la résistance au fluage. Au contraire pour les alliages de l'invention, la microstructure n'évolue sensiblement pas au cours du traitement de vieillissement, comme en témoignent les figures 6 et 7 relatives respectivement à l'état traité standard et à l'état traité-vieilli de l'alliage NR3.

La mise en oeuvre sur pièces peut comporter après l'opération de filage une opération de forgeage isotherme, et en variante, le traitement thermique peut comporter une étape de mise en solution à une température inférieure de 5 à 50°C au solvus gamma-prime de l'alliage.

Revendications

1. Superalliage à matrice à base de nickel présentant de bonnes propriétés mécaniques à chaud de tenue en traction, en fluage et en résistance à la fissuration, caractérisé en ce que la composition chimique en pourcentages pondéraux appartient au domaine suivant :

Co	14,5 à 15,5
Cr	12 à 15
Mo	2 à 4,5
W	0 à 4,5
Al	2,5 à 4
Ti	4 à 6
Hf	Inférieur ou égal à 0,5
C	100 à 300 ppm
B	100 à 500 ppm
Zr	200 à 700 ppm
Ni	complément à 100,

que la somme des concentrations atomiques en éléments gamma-prime-gènes (Al+Ti+Hf) dans l'alliage est comprise entre 11,5 et 14,5%, bornes comprises, correspondant à une fraction volumique de phase gamma-prime estimée à une valeur comprise entre 40 et 58% et que la somme des concentrations atomiques en éléments

EP 0 758 684 A1

gamma-gènes

(Mo + W + Cr) dans l'alliage, est comprise entre 14,5 et 19%, bornes comprises et une valeur calculée du critère de stabilité Md est située entre 0,900 et 0,915, bornes comprises, de manière à assurer une excellente stabilité microstructurale dans un domaine de température allant jusqu'à 800°C.

2. Superalliage à matrice à base de nickel selon la revendication 1 caractérisé par la condition particulière ci-après, relative au rapport entre la concentration pondérale en titane et la concentration pondérale en aluminium des alliages:

$$1,3 < \text{Ti/Al} < 2,4$$

3. Superalliage à matrice à base de nickel selon la revendication 2 caractérisée par la condition particulière ci-après, en pourcentage pondéral :

- concentration atomique de Cr dans l'alliage déterminée de manière à obtenir une concentration en chrome de 25% atomique dans la phase gamma de l'alliage.

4. Superalliage à matrice à base de nickel selon la revendication 3 caractérisé par les teneurs particulières ci-après, en pourcentages pondéraux :

Co	14,9
Cr	12,5
Mo	3,55
Al	3,6
Ti	5,5
Hf	0,3
C	0,02
B	0,01
Zr	0,05

5. Superalliage à matrice à base de nickel selon la 5 revendication 3 caractérisée par les teneurs particulières ci-après, en pourcentages pondéraux :

Co	15,3
Cr	13,9
Mo	2,2
W	3,7
Al	2,9
Ti	4,6
Hf	0,3
C	0,02
B	0,01
Zr	0,06

6. Superalliage à matrice à base de nickel selon la revendication 3 caractérisé par les teneurs particulières ci-après, en pourcentages pondéraux :

Co	14,8
Cr	14,4
Mo	4,6
Al	2,5
Ti	5,8
Hf	0,4

EP 0 758 684 A1

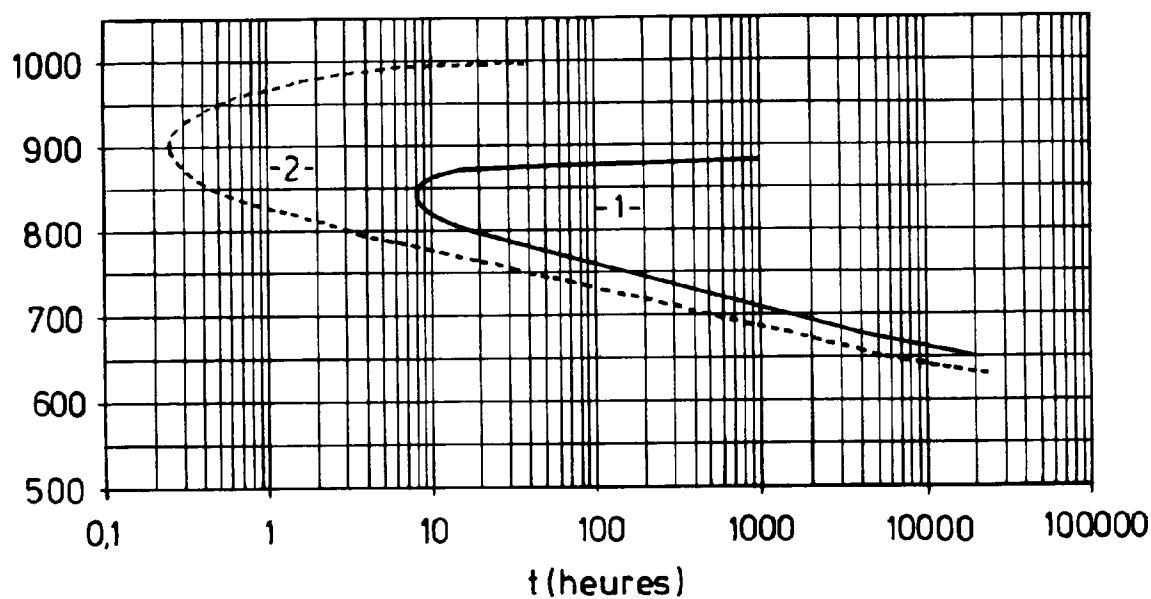
(suite)

C	0,02
B	0,03
Zr	0,05

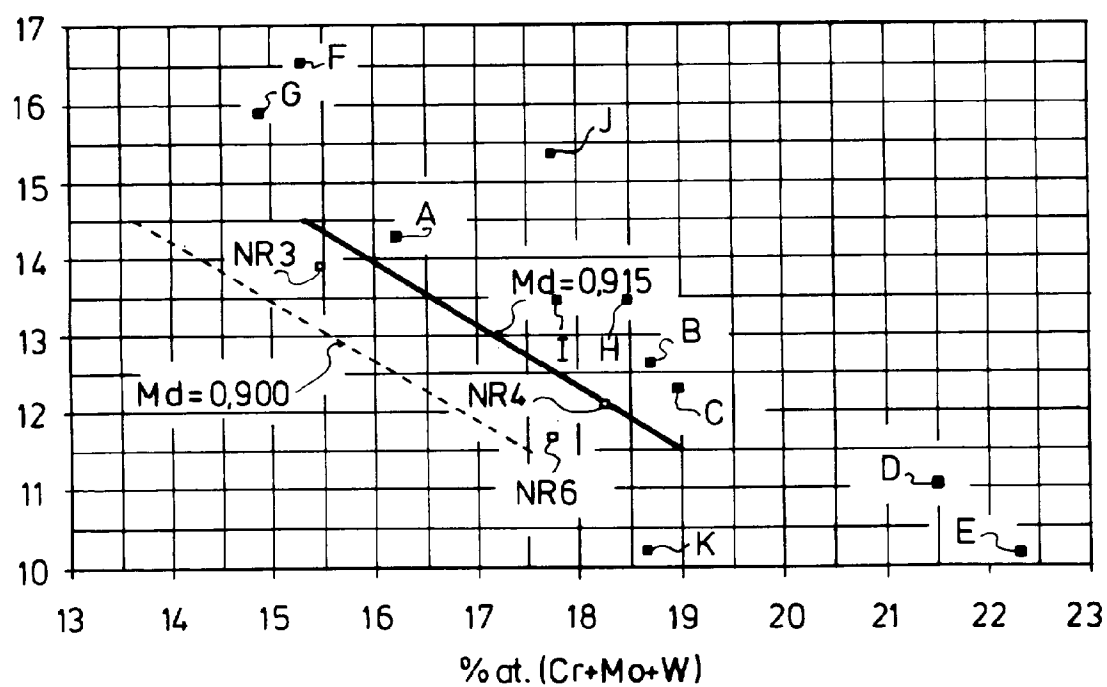
7. Superaliage à base de nickel selon l'une quelconque des revendications précédentes caractérisé en ce qu'il est élaboré à l'aide de techniques de mise en oeuvre à partir de poudres.

8. Superaliage à base de nickel selon la revendication 7 caractérisé en ce qu'il est mis en forme par filage, forgeage isotherme et traitement thermique comportant une étape de mise en solution à une température supérieure de 5 à 10°C au solvus gamma-prime de l'alliage.

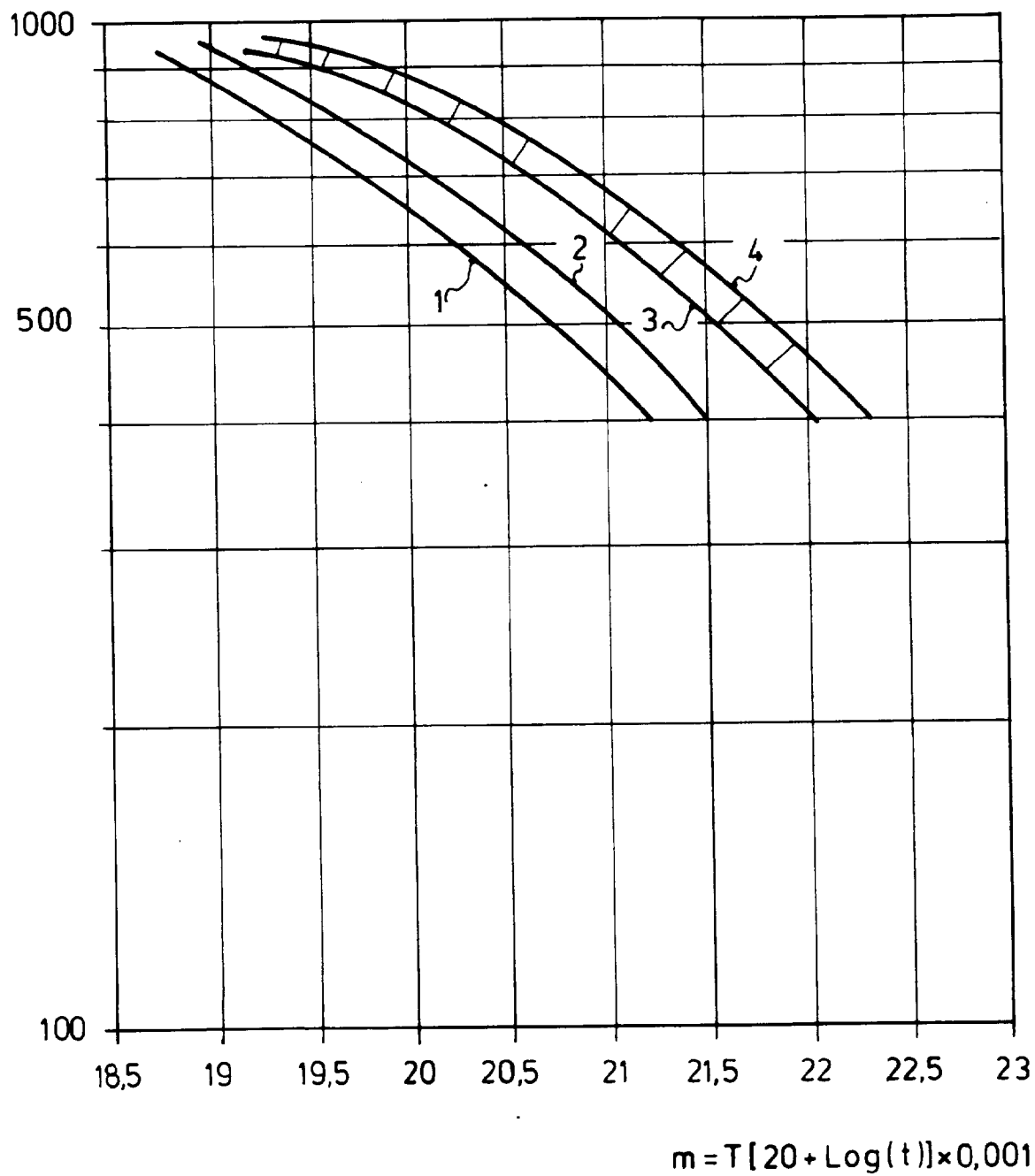
9. Superaliage à base de nickel selon l'une des revendications 7 ou 8 caractérisé en ce qu'il est mis en forme par filage, forgeage isotherme et traitement thermique comportant une étape de mise en solution à une température inférieure de 5 à 50°C au solvus gamma-prime de l'alliage



%at. (Al+Ti+Nb+Hf)



Contrainte en MPa

FIG: 2

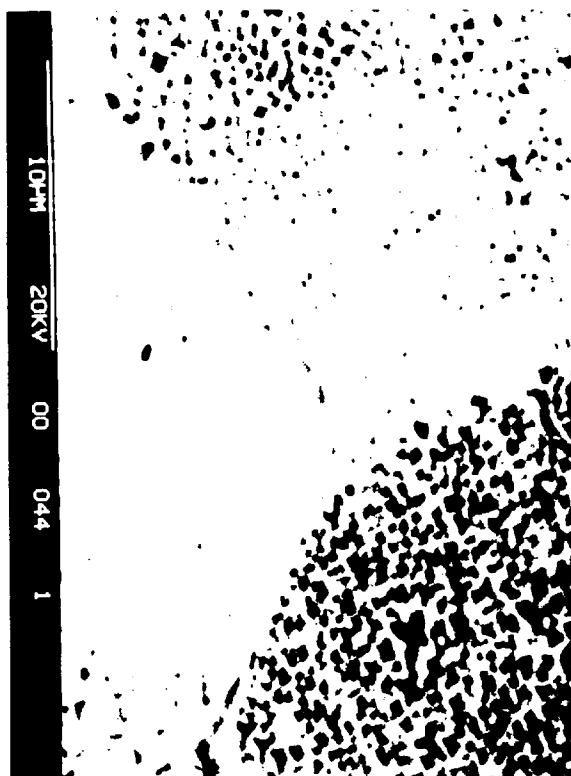


FIG. 4

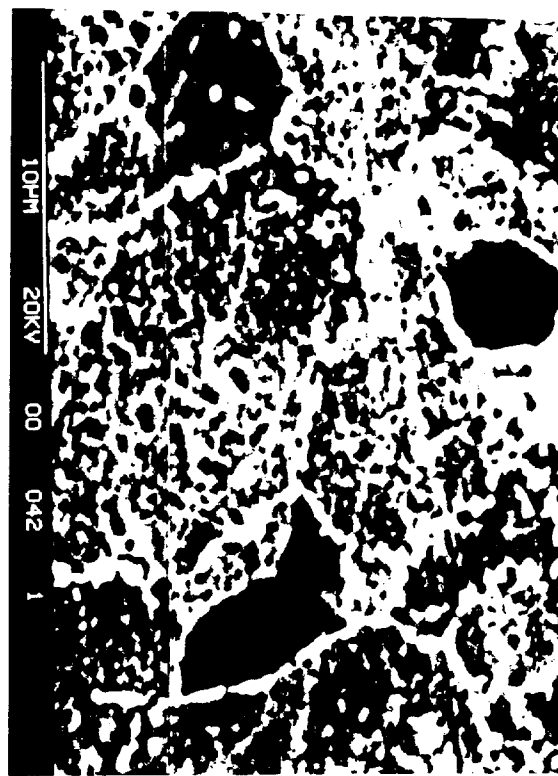


FIG. 5

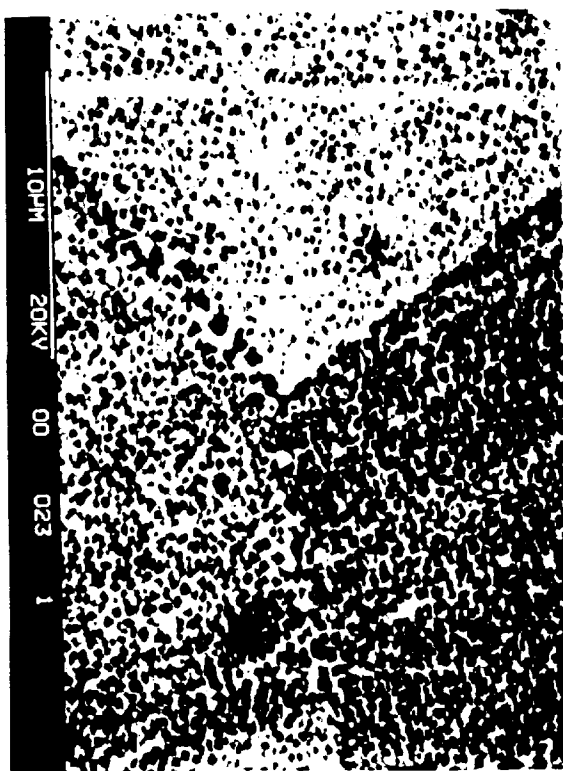


FIG. 6

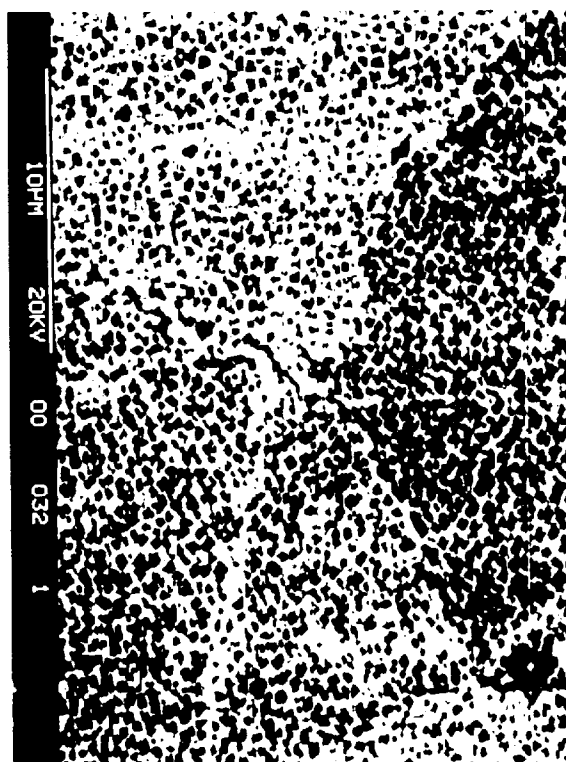


FIG. 7



Office européen
des brevets

RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE

Numero de la demande
EP 96 40 1740

DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS			
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes	Revendication concernée	CLASSEMENT DE LA DEMANDE (Int.Cl.6)
Y	WO-A-94 13849 (UNITED TECHNOLOGIES CORPORATION) * le document en entier *	1	C22C19/05
Y	US-A-5 120 373 (MILLER ET AL.) * le document en entier *	1	
A	US-A-3 147 155 (LAMB) * le document en entier *	1-6	
A	FR-A-2 628 349 (S.N.E.C.M.A.) * revendications 1-5 *	7-9	
A	EP-A-0 421 229 (GENERAL ELECTRIC COMPANY) * revendications 1-25 *	1-9	
A	EP-A-0 421 228 (GENERAL ELECTRIC COMPANY) * revendications 1-25 *	1-9	
			DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHES (Int.Cl.6)
			C22C
Le présent rapport a été établi pour toutes les revendications			
Lieu de la recherche		Date d'achèvement de la recherche	Examineur
LA HAYE		30 Octobre 1996	Lippens, M
CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES			
X : particulièrement pertinent à lui seul		T : théorie ou principe à la base de l'invention	
Y : particulièrement pertinent en combinaison avec un autre document de la même catégorie		E : document de brevet antérieur, mais publié à la date de dépôt ou après cette date	
A : arrière-plan technologique		D : cité dans la demande	
O : divulgation non-écrite		I : cité pour d'autres raisons	
P : document intercalaire		& : membre de la même famille, document correspondant	

EPO FORM 1503 03.82 (P04C02)