



(12) **DEMANDE DE BREVET EUROPEEN**

(43) Date de publication:
05.06.2002 Bulletin 2002/23

(51) Int Cl.7: **C30B 11/00**, C30B 29/52,
C22C 19/05

(21) Numéro de dépôt: **00403361.9**

(22) Date de dépôt: **30.11.2000**

(84) Etats contractants désignés:
AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU
MC NL PT SE TR
Etats d'extension désignés:
AL LT LV MK RO SI

(71) Demandeurs:
• **ONERA (Office National d'Etudes et de**
Recherches Aérospatiales)
92320 Châtillon (FR)
• **HOWMET LIMITED**
Exeter, Devon EX2 7LG (GB)
• **ABB Alstom Power N.V.**
1101 CS Amsterdam (NL)
• **Hahn-Meitner-Institut GmbH**
14109 Berlin (DE)
• **Turbomeca**
64320 Bordes (FR)
• **ELECTRICITE DE FRANCE**
75008 Paris (FR)

(72) Inventeurs:
• **Caron, Pierre**
91940 Les Ulis (FR)
• **Blackler, Michael**
Exeter EX2 5RL (GB)
• **Malcolm McColvin, Gordon**
Lincoln LN6 8DP (GB)
• **Wahi, Rajeshwar Prasad**
14167 Berlin (DE)
• **Escale, André Marcel**
65100 Omex (FR)
• **Lelait, Laurent**
77140 Darvault (FR)

(74) Mandataire: **Rousset, Jean-Claude**
Cabinet Netter
36, avenue Hoche
75008 Paris (FR)

(54) **Superalliage à base de nickel à résistance très élevée à la corrosion à chaud pour aubes monocristallines de turbines industrielles**

(57) Superalliage à base de nickel, apte à la solidification monocristalline, ayant la composition pondérale suivante:

Co	4,75 à 5,25 %
Cr	15,5 à 16,5 %
Mo	0,8 à 1,2 %
W	3,75 à 4,25 %
Al	3,75 à 4,25 %
Ti	1,75 à 2,25 %
Ta	4,75 à 5,25 %
C	0,006 à 0,04 %
B	≤ 0,01 %
Zr	≤ 0,01 %

EP 1 211 335 A1

Hf	$\leq 1 \%$
Nb	$\leq 1 \%$
Ni et impuretés éventuelles: complément à 100 %.	

Description

[0001] L'invention concerne un superalliage à base de nickel, adapté à la fabrication par solidification dirigée d'aubes monocristallines fixes et mobiles de turbines à gaz industrielles.

[0002] Les superalliages à base de nickel sont les matériaux les plus performants utilisés aujourd'hui pour la fabrication des aubes fixes et mobiles des turbines à gaz industrielles. Les deux principales caractéristiques demandées jusqu'à maintenant à ces alliages pour ces applications spécifiques sont une bonne résistance au fluage à des températures pouvant aller jusqu'à 850 °C et une très bonne tenue à la corrosion à chaud. Des alliages de référence couramment utilisés dans ce domaine sont ceux connus sous les désignations IN738, IN939 et IN792.

[0003] Les aubes fabriquées avec ces alliages de référence sont élaborées par fonderie conventionnelle à la cire perdue et ont une structure polycristalline, c'est-à-dire qu'elles sont constituées de la juxtaposition de cristaux orientés de manière aléatoire les uns par rapport aux autres et appelés grains. Ces grains sont eux-mêmes constitués d'une matrice gamma (γ) austénitique à base de nickel dans laquelle sont dispersées des particules durcissantes de phase gamma prime (γ') dont la base est le composé intermétallique Ni_3Al . Cette structure particulière des grains confère à ces alliages une résistance élevée en fluage jusqu'à des températures voisines de 850 °C, ce qui garantit la longévité des aubes pour lesquelles on recherche généralement des durées de vie comprises entre 50 000 et 100 000 heures. La composition chimique des alliages IN939, IN738 et IN792 a par ailleurs été définie de manière à leur conférer une excellente résistance à l'environnement des gaz de combustion, en particulier vis-à-vis de la corrosion à chaud, phénomène particulièrement agressif dans le cas des turbines à gaz industrielles. Des ajouts importants de chrome, typiquement entre 12 et 22 % en poids, sont ainsi nécessaires pour conférer à ces alliages la tenue à la corrosion à chaud requise pour les applications concernées. Du point de vue de la résistance au fluage le classement de ces alliages est: $\text{IN939} < \text{IN738} < \text{IN792}$. Du point de vue de la résistance à la corrosion à chaud, le classement est inversé, soit: $\text{IN792} < \text{IN738} < \text{IN939}$.

[0004] Pour améliorer les performances des turbines à gaz industrielles, en termes de rendement et de consommation, une voie consiste à augmenter la température des gaz à l'entrée de la turbine. Ceci nécessite par conséquent de pouvoir disposer d'alliages pour aubes de turbines pouvant supporter des températures de fonctionnement de plus en plus élevées, tout en conservant les mêmes caractéristiques mécaniques, en particulier en fluage, afin de pouvoir atteindre les mêmes durées de vie.

[0005] Le même type de problème s'est posé par le passé dans le cas des turbines à gaz de turboréacteurs et de turbomachines pour applications aéronautiques. Dans ce cas la solution retenue a consisté à passer des aubes dites polycristallines élaborées par fonderie conventionnelle aux aubes dites monocristallines, c'est-à-dire constituées d'un seul grain métallurgique.

[0006] Ces aubes monocristallines sont fabriquées par solidification dirigée en fonderie à la cire perdue. L'élimination des joints de grains, qui sont des lieux préférentiels de déformation en fluage à haute température, a permis d'augmenter de manière spectaculaire les performances des superalliages à base de nickel. De plus le procédé de solidification monocristalline permet de sélectionner l'orientation préférentielle de croissance de la pièce monocristalline et de choisir ainsi l'orientation $\langle 001 \rangle$ qui est optimale du point de vue de la résistance au fluage et à la fatigue thermique, ces deux modes de sollicitation mécanique étant les plus nocifs pour les aubes de turbines.

[0007] Cependant les compositions chimiques de superalliages développées pour les aubes monocristallines de turbines pour applications aéronautiques ne conviennent pas pour les aubes pour applications terrestres ou marines, dites industrielles. Ces alliages sont en effet définis de manière à privilégier leur résistance mécanique jusqu'à des températures supérieures à 1100 °C, et ce au détriment de leur résistance à la corrosion à chaud. Ainsi la concentration en chrome des superalliages pour aubes monocristallines de turbines aéronautiques est généralement inférieure à 8 % en poids ce qui permet d'atteindre des fractions volumiques de phase γ' de l'ordre de 70 %, favorables à la résistance au fluage à haute température.

[0008] Un superalliage à base de nickel riche en chrome et apte à la solidification monocristalline de pièces de turbines à gaz industrielles est connu sous la dénomination SC16 et décrit dans FR 2 643 085 A. Sa concentration en chrome est égale à 16 % en poids. Les caractéristiques de résistance au fluage de l'alliage SC16 sont telles que cet alliage apporte par rapport à l'alliage polycristallin de référence IN738 un gain en température de fonctionnement allant de 30 °C environ (830 °C au lieu de 800 °C) à 50 °C environ (950 °C au lieu de 900 °C). Des essais comparatifs de corrosion cyclique à 850 °C dans l'air à la pression atmosphérique avec contamination par Na_2SO_4 ont montré que la résistance à la corrosion à chaud de l'alliage SC16 était au moins équivalente à celle de l'alliage polycristallin de référence IN738.

[0009] Des essais de corrosion à chaud ont été réalisés sur l'alliage SC16 par les fabricants de turbines industrielles dans leurs propres bancs d'essai. Dans des environnements très sévères, représentatifs de conditions extrêmes de fonctionnement, il a été montré que la résistance à la corrosion à chaud de cet alliage restait inférieure à celle de l'alliage IN738.

[0010] Par ailleurs, la demande croissante de ces fabricants pour une augmentation de la température de fonction-

nement des turbines à gaz nécessite une résistance au fluage encore améliorée des superalliages pour aubes.

[0011] Le but de l'invention est de proposer un superalliage à base de nickel présentant une résistance à la corrosion à chaud, dans l'environnement agressif des gaz de combustion des turbines à gaz industrielles, au moins équivalente à celle du superalliage polycristallin de référence IN738, avec une résistance au fluage supérieure ou égale à celle de l'alliage de référence IN792 dans une gamme de températures allant jusqu'à 950 °C.

[0012] Ce superalliage doit en particulier convenir à la fabrication par solidification dirigée d'aubes monocristallines fixes et mobiles de grandes dimensions (jusqu'à plusieurs dizaines de centimètres de hauteur) de turbines à gaz industrielles.

[0013] Ce superalliage doit de plus montrer une bonne stabilité microstructurale vis-à-vis de la précipitation de phases intermétalliques fragiles riches en chrome au cours de maintiens de longue durée à haute température.

[0014] Plus spécifiquement, on a recherché une composition d'alliage assurant:

- Une résistance à la corrosion à chaud optimisée, dans tous les cas au moins égale à celle du superalliage polycristallin de référence IN738, et ce dans un environnement représentatif de celui des gaz de combustion des turbines industrielles;
- Une fraction volumique maximale de précipités durcissants de phase γ' afin de favoriser la résistance au fluage à haute température;
- Une résistance au fluage jusqu'à 950 °C au moins égale à celle de l'alliage polycristallin de référence IN792;
- Une aptitude à l'homogénéisation par remise en solution totale des particules de phase γ' , y compris les phases eutectiques γ/γ' ;
- L'absence de précipitation de phases intermétalliques fragiles riches en chrome, à partir de la matrice γ , au cours de maintiens de longue durée à haute température;
- Une masse volumique inférieure à 8,4 g.cm⁻³ afin de minimiser la masse des aubes monocristallines et par conséquent de limiter la contrainte centrifuge agissant sur ces aubes et sur le disque de turbine sur lequel elles sont fixées;
- Une bonne aptitude à la solidification monocristalline d'aubes de turbines dont la hauteur peut atteindre plusieurs dizaines de centimètres et la masse plusieurs kilogrammes.

[0015] Le superalliage selon l'invention, apte à la solidification monocristalline, possède la composition pondérale suivante:

Co: 4,75 à 5,25 %

Cr: 15,5 à 16,5 %

Mo: 0,8 à 1,2 %

W: 3,75 à 4,25 %

Al: 3,75 à 4,25 %

Ti: 1,75 à 2,25 %

Ta: 4,75 à 5,25 %

C: 0,006 à 0,04 %

B: ≤ 0,01 %

Zr: ≤ 0,01 %

Hf: ≤ 1 %

Nb: ≤ 1 %

Ni et impuretés éventuelles: complément à 100 %.

[0016] L'alliage selon l'invention présente un excellent compromis entre la résistance au fluage et la résistance à la corrosion à chaud. Il convient à la fabrication de pièces monocristallines, c'est-à-dire constituées d'un seul grain métallurgique. Cette structure particulière est obtenue par exemple à l'aide d'un procédé classique de solidification dirigée dans un gradient thermique, en utilisant un dispositif de sélection de grain à hélice ou à chicanes ou un germe monocristallin.

[0017] L'invention a également pour objet une aube de turbine industrielle réalisée par solidification monocristalline du superalliage ci-dessus.

[0018] Les caractéristiques et avantages de l'invention seront exposés plus en détail dans la description ci-après, en se référant aux dessins annexés.

[0019] Les figures 1 à 4 sont des graphiques illustrant les propriétés de différents superalliages.

[0020] Un alliage selon l'invention dénommé SCA425 a été élaboré en visant la composition nominale présentée dans le tableau I. Dans ce tableau sont également reportées les concentrations nominales en éléments majeurs des alliages de référence IN939, IN738, IN792 et SC16.

Tableau I:

Concentrations pondérales en éléments majeurs (%)									
Alliage	Ni	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb
IN939	Base	19	22,5	-	2	1,9	3,7	1,4	1
IN738	Base	8,5	16	1,7	2,6	3,4	3,4	1,7	0,9
IN792	Base	9	12,4	1,9	3,8	3,1	4,5	3,9	-
SC16	Base	-	16	3	-	3,5	3,5	3,5	-
SCA425	Base	5	16	1	4	4	2	5	-

[0021] Le chrome a un effet bénéfique et prépondérant sur la tenue à la corrosion à chaud des superalliages à base de nickel. L'expérience a ainsi montré qu'une concentration voisine de 16 % en poids était nécessaire dans l'alliage de l'invention pour obtenir une résistance à la corrosion à chaud équivalente à celle de l'alliage de référence IN738 dans les conditions des essais de corrosion à chaud décrits plus loin, qui sont représentatives de l'environnement créé par les gaz de combustion de certaines turbines industrielles. Le chrome participe également au durcissement de la matrice γ dans laquelle cet élément se répartit préférentiellement.

[0022] Le molybdène durcit fortement la matrice γ dans laquelle cet élément se répartit préférentiellement. La quantité de molybdène pouvant être introduite dans l'alliage est cependant limitée car cet élément a un effet néfaste sur la résistance à la corrosion à chaud des superalliages à base de nickel. Une concentration voisine de 1 % en poids dans l'alliage de l'invention n'est pas pénalisante pour sa résistance à la corrosion et participe de manière significative à son durcissement.

[0023] Le cobalt participe également au durcissement en solution solide de la matrice γ . La concentration en cobalt a une influence sur la température de mise en solution de la phase durcissante γ' (température de solvus γ'). Il est ainsi avantageux d'augmenter la concentration en cobalt pour abaisser la température de solvus de la phase γ' et faciliter l'homogénéisation de l'alliage par traitement thermique sans risque de provoquer un début de fusion. Par ailleurs il peut être également avantageux de réduire la concentration en cobalt afin d'augmenter la température de solvus de la phase γ' et de bénéficier ainsi d'une plus grande stabilité de la phase γ' à haute température ce qui est favorable à la résistance au fluage. La concentration voisine de 5 % en poids de cobalt dans l'alliage de l'invention conduit à un compromis optimal entre une bonne aptitude à l'homogénéisation et une bonne tenue au fluage.

[0024] Le tungstène dont la concentration est voisine de 4 % en poids dans l'alliage de l'invention se répartit de manière sensiblement égale entre les phases γ et γ' et contribue ainsi à leurs durcissements respectifs. Sa concentration dans l'alliage est cependant limitée car cet élément est lourd, et a un effet négatif sur la résistance à la corrosion à chaud.

[0025] La concentration en aluminium est voisine de 4 % en poids dans l'alliage de l'invention. La présence de cet élément provoque la précipitation de la phase durcissante γ' . L'aluminium favorise également la résistance à l'oxydation. Les éléments titane et tantale sont ajoutés à l'alliage de l'invention afin de renforcer la phase γ' dans laquelle ils se substituent à l'élément aluminium. Les concentrations respectives de ces deux éléments dans l'alliage de l'invention sont voisines de 2 % en poids pour le titane et de 5 % en poids pour le tantale. Dans les conditions d'essais de corrosion à chaud décrites plus loin, correspondant à l'application visée, l'expérience a montré que la présence de tantale était plus favorable à la résistance à la corrosion à chaud que ne l'est celle du titane. Cependant le tantale est plus lourd que le titane ce qui est défavorable vis-à-vis de la masse volumique de l'alliage. La somme des concentrations en tantale, titane et aluminium définit grossièrement la fraction volumique de phase durcissante γ' . Les concentrations de ces trois éléments ont été réglées de manière à optimiser la fraction volumique de phase γ' , tout en conservant les phases γ et γ' stables au cours des maintiens de longue durée à haute température, et en tenant compte du fait que la concentration en chrome a été fixée à environ 16 % en poids de façon à atteindre la résistance à la corrosion désirée.

[0026] L'alliage SCA425 a été élaboré sous la forme de monocristaux d'orientation <001>. La masse volumique de cet alliage a été mesurée et trouvée égale à 8,36 g.cm⁻³.

[0027] Après solidification dirigée, l'alliage est essentiellement constitué de deux phases: la matrice austénitique γ , solution solide à base de nickel, et la phase γ' , composé intermétallique dont la formule de base est Ni₃Al, qui précipite en majeure partie au sein de la matrice γ sous la forme de fines particules de taille inférieure à un micromètre au cours du refroidissement à l'état solide. Contrairement à ce qui est généralement rencontré dans les superalliages monocristallins pour aubes de turbines, l'alliage SCA425 ne contient pas de particules massives interdendritiques de phase γ' résultant d'une transformation eutectique du liquide résiduel en fin de solidification.

[0028] L'alliage SCA425 a subi un traitement thermique d'homogénéisation à la température de 1285 °C pendant 3 heures avec refroidissement à l'air. Cette température est supérieure à la température de solvus de la phase γ' (tem-

pérature de mise en solution des précipités de phase γ'), qui est égale à 1198 °C, et inférieure à la température de début de fusion, égale à 1300 °C. Ce traitement a pour objectif de dissoudre la totalité des précipités de phase γ' dont la distribution de tailles est très étendue dans l'état brut de solidification dirigée et de réduire les hétérogénéités chimiques liées à la structure dendritique de solidification.

[0029] L'écart entre la température de solvus γ' de l'alliage SCA425 et sa température de début de fusion est très grand, ce qui autorise l'application aisée du traitement d'homogénéisation sans risque de fusion et avec la certitude d'obtenir une microstructure homogène autorisant une résistance au fluage optimisée.

[0030] Le refroidissement succédant au traitement d'homogénéisation décrit ci-dessus a été réalisé par trempe à l'air. En pratique, la vitesse de ce refroidissement doit être suffisamment élevée pour que la taille des particules ayant précipité au cours de ce refroidissement soit inférieure à 500 nm.

[0031] La procédure de traitement thermique d'homogénéisation qui vient d'être décrite est un exemple permettant d'obtenir le résultat escompté, soit une distribution homogène de fines particules de phase γ' dont la taille n'excède pas 500 nm. Ceci n'exclut pas la possibilité d'obtenir un résultat semblable en utilisant une autre température de traitement pourvu qu'elle soit comprise dans l'intervalle séparant la température de solvus γ' et la température de début de fusion.

[0032] L'alliage SCA425 a été testé après avoir été soumis à un traitement d'homogénéisation tel que décrit plus haut, puis à deux traitements de revenu permettant de stabiliser la taille et la fraction volumique des précipités de phase γ' . Un premier traitement de revenu a consisté à chauffer l'alliage à 1100 °C pendant 4 heures avec refroidissement à l'air ce qui a pour effet de stabiliser la taille des précipités de phase γ' . Un deuxième traitement de revenu à 850 °C pendant 24 heures, suivi d'un refroidissement à l'air, permet d'optimiser la fraction volumique de phase γ' . Cette fraction volumique de phase γ' est estimée à 50 % dans l'alliage SCA425. À l'issue de l'ensemble des traitements thermiques, la majeure partie de la phase γ' a précipité sous la forme de particules cuboïdales dont la taille est comprise entre 200 et 500 nm. Une faible fraction de fines particules de phase γ' dont la taille n'excède pas 50 nm est présente entre les gros précipités.

[0033] Des essais de corrosion à chaud ont été réalisés à différentes températures sur l'alliage SCA425 en utilisant la procédure suivante: des échantillons sont partiellement immergés dans un creuset contenant un mélange de cendres dont la composition pondérale est la suivante: 4,3 % Na_2SO_4 + 22,7 % CaSO_4 + 22,3 % Fe_2O_3 + 20,6 % ZnSO_4 + 10,4 % K_2SO_4 + 2,8 % MgO + 6,5 % Al_2O_3 + 10,4 % SiO_2 . Un mélange d'air + 0,15 % SO_2 en volume passe à travers le mélange de cendres à la vitesse de 6 litres par heure. Le mélange de cendres est renouvelé toutes les 500 heures. Cet environnement est représentatif de l'environnement très agressif des gaz de combustion de certaines turbines industrielles. Pour comparaison des échantillons d'alliages IN738, IN939, IN792 et SC16 ont été testés simultanément.

[0034] Les échantillons ont été sectionnés et la profondeur de métal détruit par le phénomène de corrosion a été mesurée. Les graphiques des figures 1 à 3 montrent les profondeurs moyennes de pénétration de la corrosion pour les différents alliages à 700 °C, 800 °C et 850 °C respectivement, en fonction de la durée d'essai. La résistance à la corrosion est d'autant meilleure que la profondeur de pénétration est faible. À 700 °C et 800 °C l'alliage SCA425 montre une résistance à la corrosion équivalente à celle de l'alliage IN738 et meilleure que celle de l'alliage SC16. À 850 °C, la résistance à la corrosion de l'alliage SCA425 est comparable à celles des alliages de référence IN738 et IN939.

[0035] Des essais de fluage en traction ont été réalisés sur des éprouvettes usinées dans des barreaux monocristallins d'orientation $\langle 001 \rangle$. Les barreaux ont été préalablement homogénéisés puis revenus selon les procédures décrites auparavant. Des valeurs de temps à rupture obtenues à 750, 850 et 950 °C pour différents niveaux de contrainte appliquée sont reportées dans le tableau II.

Tableau II:

Durées de vie en fluage de l'alliage SCA425		
Température (°C)	Contrainte (MPa)	Temps à rupture (h)
750	650	216/321,1
750	575	984
850	400	201/276
850	300	2121/2945/3220
850	250	6161
950	250	73/76
950	200	261/291
950	180	578

Tableau II: (suite)

Durées de vie en fluage de l'alliage SCA425		
Température (°C)	Contrainte (MPa)	Temps à rupture (h)
950	160	1098
950	140	2109
950	120	3872

[0036] Le graphique de la figure 4 permet de comparer les temps à rupture en fluage obtenus pour les alliages SCA425, IN792 et SC16. En abscisse est portée la contrainte appliquée. En ordonnée est portée la valeur du paramètre de Larson-Miller. Ce paramètre est donné par la formule $P = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ où T est la température de fluage en Kelvin et t le temps à rupture en heures. Ce graphique fait apparaître que la résistance au fluage de l'alliage SCA425 est au moins équivalente à celle de l'alliage IN792, ce qui est l'objectif fixé, et supérieure à celle de l'alliage de référence SC16.

[0037] Le contrôle de la microstructure des éprouvettes d'alliage SCA425 à l'issue des essais de fluage a démontré l'absence de précipitation de particules intermétalliques fragiles riches en chrome susceptibles d'apparaître au cours de maintiens de longue durée à haute température dans les superalliages à base de nickel où la matrice γ est sursaturée en éléments d'addition.

[0038] Des essais de fabrication de pièces monocristallines en superalliage SCA425 ont montré qu'il était possible de couler un large éventail de composants dont la masse peut aller de quelques grammes à plus de 10 kg, avec divers degrés de complexité. La croissance des pièces selon l'orientation cristallographique <001> est favorisée et dominante et la présence de grains orientés de manière aléatoire est minimisée. Le métal liquide est stable en ce sens qu'il ne réagit pas avec les matériaux utilisés communément pour la fabrication des moules. Le phénomène de recristallisation pouvant se produire durant le traitement d'homogénéisation à haute température est absent dans le cas de l'alliage SCA425.

Revendications

1. Superalliage à base de nickel, apte à la solidification monocristalline, **caractérisé en ce que** sa composition pondérale est la suivante:

Co: 4,75 à 5,25 %
 Cr: 15,5 à 16,5 %
 Mo: 0,8 à 1,2 %
 W: 3,75 à 4,25 %
 Al: 3,75 à 4,25 %
 Ti: 1,75 à 2,25 %
 Ta: 4,75 à 5,25 %
 C: 0,006 à 0,04 %
 B: $\leq 0,01$ %
 Zr: $\leq 0,01$ %
 Hf: ≤ 1 %
 Nb: ≤ 1 %
 Ni et impuretés éventuelles: complément à 100 %.

2. Aube de turbine industrielle réalisée par solidification monocristalline d'un superalliage selon la revendication 1.

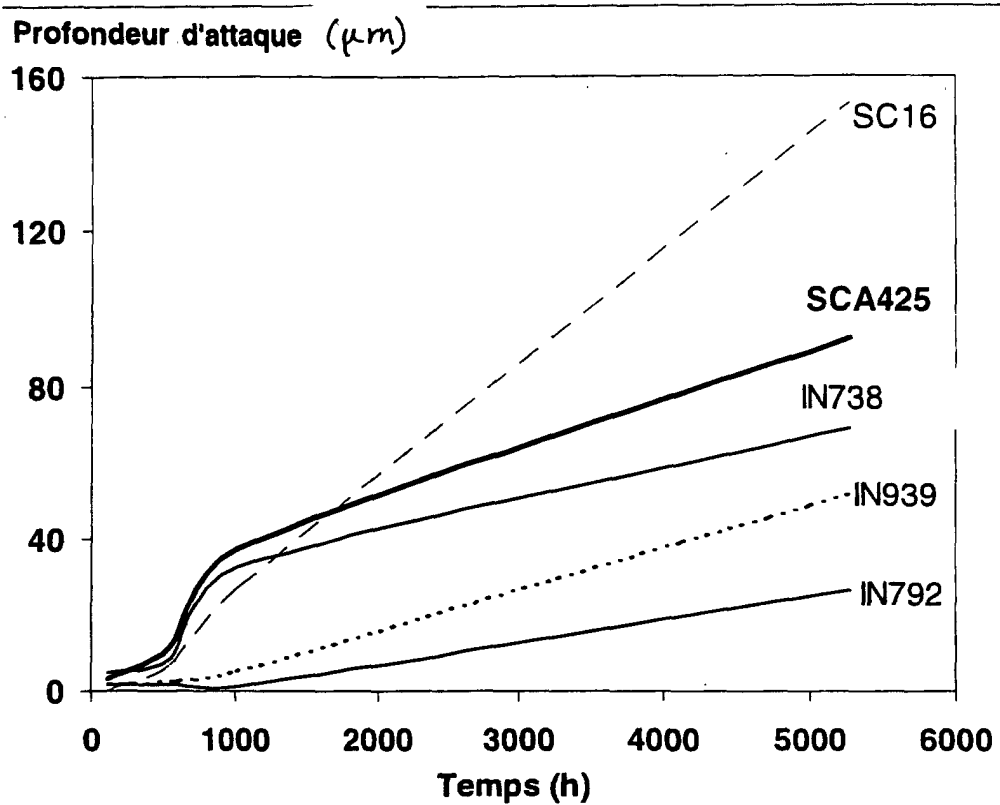


Figure 1

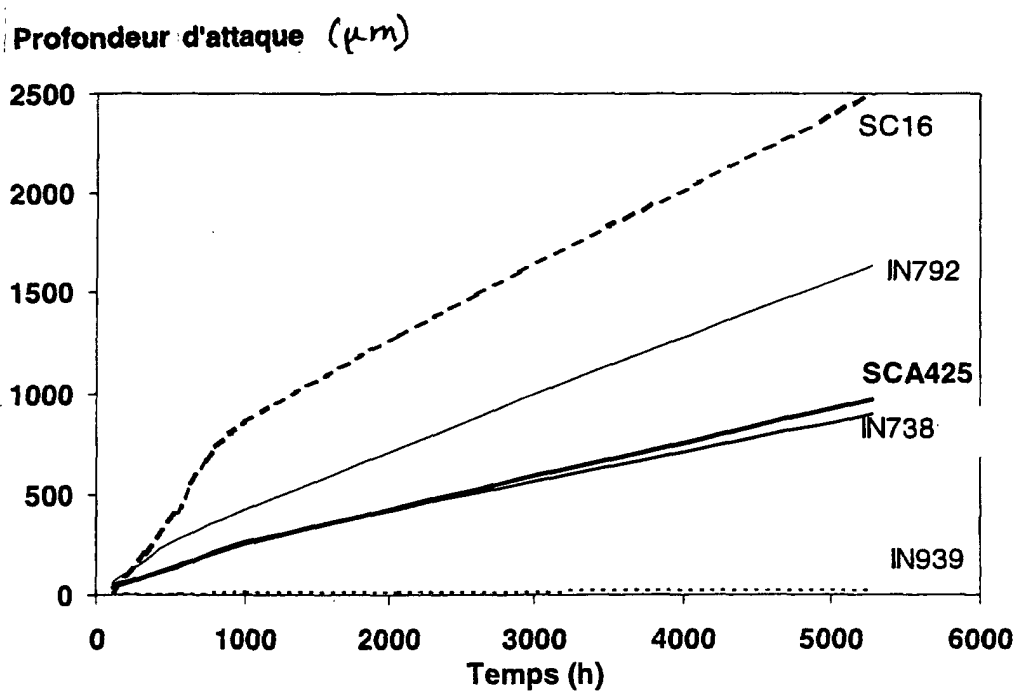


Figure 2

Fig 3

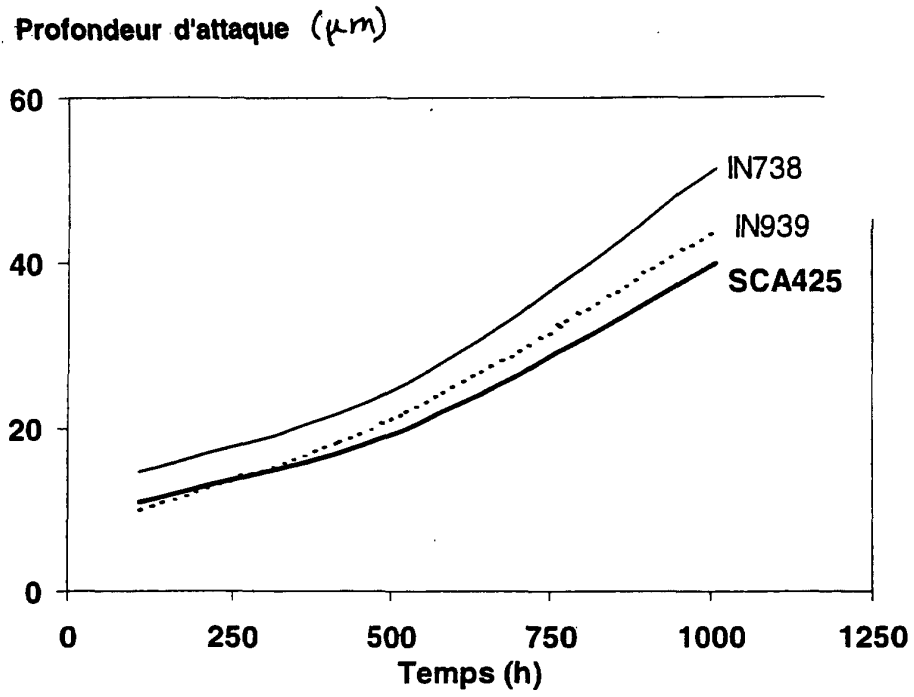
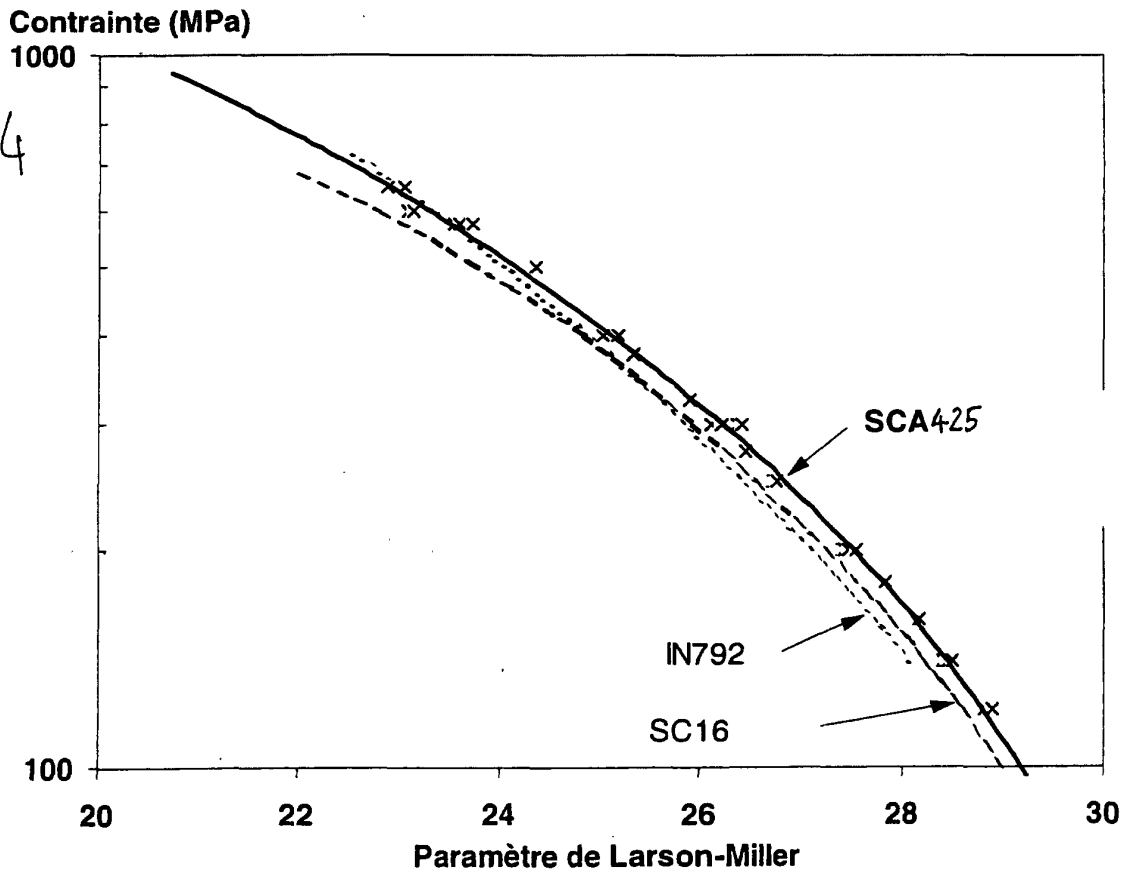


Fig 4





Office européen
des brevets

RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE

Numéro de la demande

EP 00 40 3361

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.7)
X	EP 1 038 982 A (HOWMET RES CORP) 27 septembre 2000 (2000-09-27) * revendication 17 *	1,2	C30B11/00 C30B29/52 C22C19/05
			DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHES (Int.Cl.7)
			C30B C22C
Le présent rapport a été établi pour toutes les revendications			
Lieu de la recherche LA HAYE		Date d'achèvement de la recherche 16 mai 2001	Examineur Gregg, N
CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES		T : théorie ou principe à la base de l'invention E : document de brevet antérieur, mais publié à la date de dépôt ou après cette date D : cité dans la demande L : cité pour d'autres raisons & : membre de la même famille, document correspondant	
X : particulièrement pertinent à lui seul Y : particulièrement pertinent en combinaison avec un autre document de la même catégorie A : arrière-plan technologique O : divulgation non-écrite P : document intercalaire			

EPQ FORM 1503 03 82 (P04D02)

**ANNEXE AU RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE
RELATIF A LA DEMANDE DE BREVET EUROPEEN NO.**

EP 00 40 3361

La présente annexe indique les membres de la famille de brevets relatifs aux documents brevets cités dans le rapport de recherche européenne visé ci-dessus.

Lesdits membres sont contenus au fichier informatique de l'Office européen des brevets à la date du

Les renseignements fournis sont donnés à titre indicatif et n'engagent pas la responsabilité de l'Office européen des brevets.

16-05-2001

Document brevet cité au rapport de recherche	Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
EP 1038982 A	27-09-2000	JP 2000319769 A	21-11-2000

Pour tout renseignement concernant cette annexe : voir Journal Officiel de l'Office européen des brevets, No.12/82