



⑫ **NOUVEAU FASCICULE DE BREVET EUROPEEN**

④⑤ Date de publication du nouveau fascicule du brevet : **26.08.92 Bulletin 92/35**

⑤① Int. Cl.⁵ : **C22F 1/10, B23P 6/00**

②① Numéro de dépôt : **85402131.8**

②② Date de dépôt : **06.11.85**

⑤④ **Méthode de régénération de pièces en superalliage base nickel en fin de potentiel de fonctionnement.**

③⑩ Priorité : **08.11.84 FR 8416974**

④③ Date de publication de la demande : **18.06.86 Bulletin 86/25**

④⑤ Mention de la délivrance du brevet : **19.07.89 Bulletin 89/29**

④⑤ Mention de la décision concernant l'opposition : **26.08.92 Bulletin 92/35**

⑧④ Etats contractants désignés : **BE DE FR GB**

⑤⑥ Documents cités :
DE-A- 3 145 941
FR-A- 2 292 049
US-A- 3 817 796
CHEMICAL ABSTRACTS, vol. 93, no. 6, 1980, page 336, abrégé no. 52040c, Columbus, Ohio, US; M.D. ROSS et al.: "Rejuvenation ofturbine blade material by thermal treatment", & GOV. REP. ANNOUNCE. INDEX (U.S.) 1980, 80(6), 1063

⑤⑥ Documents cités :
"REJUVENATION OF TURBINE BLADE MATERIAL BY THERMAL TREATMENT", July 1979, prepared for Air Force Materials Laboratory(document en entier)
J.P. Dennison, P.D. Holmes et B. Wilshire, "The Creep and Fracture Behaviour of the Cast, Nickel-based Superalloy IN100", Material Science and Engineering, 33(1978)

⑦③ Titulaire : **SOCIETE NATIONALE D'ETUDE ET DE CONSTRUCTION DE MOTEURS D'AVIATION, "S.N.E.C.M.A."**
2 Boulevard Victor
F-75015 Paris (FR)

⑦② Inventeur : **Company, José**
27, rue Gabrielle d'Estrées
F-91830 Le Coudray-Montceaux (FR)
Inventeur : **Leonard, Alain Roger**
26, rue Fragonard
F-91240 Saint Michel Sur Orge (FR)

⑦④ Mandataire : **Moinat, François**
S.N.E.C.M.A. Service des Brevets Boîte Postale 81
F-91003 Evry Cédex (FR)

EP 0 184 949 B2

Description

L'invention se rapporte à une méthode de traitement thermique pour des pièces arrivant en fin de potentiel de fonctionnement après avoir subi un endommagement par fluage notamment; le but de la méthode est de leur faire récupérer leurs propriétés initiales afin d'en prolonger la durée de vie. Elle concerne les pièces en alliage résistant à chaud à base nickel comportant une phase durcissante γ' et s'applique en particulier aux aubes mobiles de turbomachine.

Les aubes doivent pouvoir résister au fluage à haute température car elles sont montées sur un disque tournant entre 5 000 et 20 000 t/mn tout en étant exposées aux gaz chauds de 900 °C à 1300 °C et oxydants sortant de la chambre de combustion. On s'est donc orienté vers les alliages coulés, permettant l'optimisation de leur composition chimique et susceptible d'un durcissement important par précipitation en vue d'améliorer la résistance à la rupture par fluage. Les superalliages à base nickel utilisés en aéronautique comportent une phase durcissante γ' dont la fraction volumique peut atteindre 70 %.

Pendant en cours de fonctionnement les aubes soumises à de tels efforts mécaniques et thermiques subissent un allongement permanent par fluage qui conduit fatalement à leur mise au rebut systématique après un certain nombre d'heures d'utilisation afin d'éviter les risques de rupture catastrophique. Par exemple les aubes de turbine haute pression d'un certain nombre de moteurs voient actuellement leur potentiel de fonctionnement limité à 800 heures environ par le fluage.

Ce processus de déformation par fluage se traduisant par une dégradation de la structure microcristalline l'invention a pour objet la réalisation d'une méthode de traitement thermique permettant la restauration de la structure initiale dans des conditions compatibles avec les critères géométriques des pièces.

Ces alliages conçus pour une utilisation à haute température présentent une mauvaise tenue à la corrosion au-delà de 900 °C, notamment en atmosphère sulfurante ; ils nécessitent donc une protection superficielle qui peut être un revêtement d'aluminiure de nickel obtenu par voie thermochimique. Le problème posé par ce type de protection est qu'un traitement thermique de la pièce au-delà d'une certaine température et d'une certaine durée entraîne une diffusion inter-métallique modifiant sa composition chimique et ses propriétés. Pour éviter ceci, il suffit normalement d'un traitement préalable d'enlèvement de cette couche. Mais cette opération est apparue impossible sur des aubes de turbine pourvues de canaux interrités de refroidissement car elle réduirait de façon prohibitive leur épaisseur de parois déjà minces.

L'invention a donc pour second objectif la réalisation d'un traitement thermique ne nécessitant pas l'opération préalable d'enlèvement de la couche de protection. Conformément à l'invention, la méthode de régénération de pièces en alliage résistant à chaud à base nickel NK15 CAT comportant notamment Co 13 à 17 %, Cr 8 à 11 %, Al 5 à 6 %, Ti 4 à 5 %, Mo 2 à 4 %, Va 0,7 à 1,7 %, C 0,1 à 0,2 % et formant un eutectique $\gamma-\gamma'$ comportant une phase durcissante γ' , la pièce ayant consommé une partie au moins de son potentiel de fonctionnement à cause notamment d'un endommagement par fluage à température élevée, consiste à maintenir la pièce à une température comprise entre 1160 °C et 1 220 °C et pendant une durée comprise entre 1 h et 4 h pour remettre en solution au moins 50 % de la phase γ' , la méthode consiste à refroidir ensuite la pièce à vitesse contrôlée jusqu'à une température inférieure à 700°C correspondant au domaine de précipitation de la phase γ' , cette vitesse étant choisie en fonction de la morphologie microstructurale désirée.

Lors de travaux antérieurs, des traitements de régénération ont déjà été mis au point. Par exemple le brevet FR 2 292 049 décrit un procédé pour prolonger la durée du fluage secondaire de certains alliages ; il consiste en un traitement thermique sans contrainte, mené à une température inférieure à celle de mise en solution des composés. Cette température correspond dans la pratique à la température maximale de fonctionnement de la pièce ; par ailleurs le maintien en température est assez long car il doit permettre, selon l'hypothèse émise, l'annihilation des réseaux lacunaires par un processus de diffusion. Ce traitement, limité en température, est certainement inefficace pour des pièces ayant fonctionné à de hautes températures, telle que 1100°C, car il ne permet pas la régénération de la structure microcristalline du fait qu'il exclut la remise en solution des composés durcissants. De plus sa durée le rend économiquement inintéressant dans une application industrielle.

Le document "Rejuvenation of turbine blade material by thermal treatment", Final Report for Air Force Wright Patterson AFB, Ohio 4533 de Juillet 1979 prévoit une méthode de régénération d'aubes après fluage comportant un premier traitement thermique à une température inférieure ou égale à 1149°C pendant 2 à 4h suivi d'un revenu à une température inférieure à 927° pendant 10 à 12h puis d'un refroidissement à l'air.

Par ailleurs, le document "The Creep and Fracture Behaviour of the Cost, Nickel based Superalloy IN1003, Materials Science and Engineering, 33 (1978) de J.P. Dennison, P.D Holmes et B. Wilshise, décrit un procédé, sensiblement voisin du précédent, permettant une augmentation de la durée de vie au fluage. Ce procédé comporte quatre étapes :

- maintien à température de 1220°C pendant une heure

– refroidissement à vitesse de 0,1°C/S jusqu'à 900°C

– traitement de revenu à 1100°C pendant 1 heure
 – refroidissement à une vitesse de 4°C/s soit 1400°C/h, c'est à dire un passage à la température ambiante en 270 secondes, soit 4 minutes. C'est dernière étape étant en fait une trempe.

Le brevet FR 2 313 459 porte sur un procédé d'amélioration de la tenue en service de pièces métalliques ayant subi un allongement permanent. Il consiste à soumettre ces pièces, avant l'apparition de criques de surface, à une compression isostatique à chaud, à une température inférieure à celle où se produit un grossissement des grains, puis à appliquer un traitement de remise en solution des phases suivi d'un revenu de durcissement. L'intérêt majeur du compactage réside dans le fait qu'il referme les décohésions de fluage et les pores de fonderie non débouchants.

Cette technique est cependant de mise en oeuvre assez lourde, elle ne se justifie pas dans tous les cas. De plus le traitement thermique qui suit ne permet pas de maîtriser les mécanismes de précipitation ; il ne tient pas compte non plus d'une détérioration de la couche de protection en surface ; enfin il ne permet pas une application industrielle économique.

La description qui suit permettra de mieux comprendre l'invention et ses avantages par rapport à l'art antérieur. Elle se réfère à l'alliage de dénomination commerciale IN 100 mais on comprendra que la méthode est plus générale et sa portée ne se limite pas à cet alliage.

– Les figures 1 et 1A sont des microphotographies réalisées au microscope électronique d'une aube après 50 heures de fonctionnement sur moteur.

– Les figures 2 et 2A sont des microphotographies analogues aux précédentes pour une aube ayant fonctionné 800 heures.

– Les figures 3 et 4 sont des microphotographies révélant l'aspect des dislocations d'interface γ - γ' après 800 heures de fonctionnement.

– Les figures 5A à D donnent une représentation schématique du processus d'endommagement par fluage.

– La figure 6 montre l'évolution microstructurale de l'alliage en fonction de la vitesse de refroidissement après un maintien à 1190 °C pendant 1 heure sous vide.

– Les figures 7, 8 et 9 montrent l'effet microstructural du traitement de régénération : la figure 7 est une microphotographie d'une aube neuve, la figure 8 d'une aube ayant fonctionné 1000 heures et la figure 9 d'une aube régénérée après 1000 heures de fonctionnement.

– la figure 10 représente dans un repère temps-allongement le comportement en fluage d'une éprouvette respectivement sans régénération et

avec régénération à 0,5 % d'allongement.

L'alliage IN 100 de formule NK 15 CAT est un alliage coulé base nickel. Sa composition est la suivante : Cobalt 13 à 17 %, Chrome 8 à 11 %, aluminium 5 à 6 %, titane 4 à 5 %, molybdène 2 à 4 %, vanadium 0,7 à 1,7 %, Carbone 0,1 à 0,2 % etc...

Coulé sous vide à 1460 °C, l'IN 100 est conçu pour une utilisation longue durée à 1000 °C et 1100 °C en courte durée. Dans tous les cas, sa mauvaise tenue à la corrosion, notamment en atmosphère sulfurante, nécessite une protection, obtenue par exemple par la méthode d'aluminisation en phase vapeur du brevet FR 1 433 497.

D'un point de vue microstructural, l'IN 100 présente une structure dendritique γ - γ' décorée par des agrégats eutectiques et des carbures. La taille des dendrites du grain basaltique et la morphologie de la phase durcissante dépendent de la vitesse de refroidissement à la coulée, donc de l'épaisseur locale de matière dans la pièce, et de la teneur en B et Zr. Elle évolue de quelques dixièmes à plusieurs mm pour des épaisseurs allant de 1 à 10 mm.

La matrice γ , durcie par effet de solution solide de Cr et Co dans le Ni cristallise dans le système C.F.C. Le durcissement maximal provient de la précipitation de la phase γ' , ordonnée, de type $L1_2$ (Cu₃Au) de même système cristallin et en cohérence avec la matrice. Sa fraction volumique est d'environ 70 %. La composition approximative est (Ni, Co)₃(T, Al). La résistance mécanique exceptionnelle à chaud que confère le γ' aux superalliages base nickel provient essentiellement de la contrainte d'écoulement de cette phase qui a la propriété remarquable de croître lorsque la température augmente.

Lorsque l'on considère les alliages γ - γ' , la variation de la résistance mécanique en fonction de la température dépend évidemment de la fraction volumique de γ' , mais aussi de la morphologie des précipités, en raison du type d'obstacle au mouvement des dislocations qu'ils représentent.

Par ailleurs, l'alliage est riche en îlots eutectiques γ - γ' , localisés dans les espaces interdendritiques. La température de formation de ces agrégats est liée à leur chimie lors du passage du solidus, et peut varier dans de larges proportions. L'analyse thermique la situe entre 1210 et 1275 °C en fonction notamment de la teneur en carbone.

Deux types de carbures sont observés dans l'IN 100. Les carbures primaires de type MC, riches en Ti ou Ti-Mo, sans relation d'orientation avec la matrice, apparaissant bien avant la fin de solidification de l'alliage. Les carbures secondaires, de type M₂₃C₆ riches en Cr et en relation d'orientation avec la matrice, précipitant à plus basse température entre 850 et 1000 °C.

Des expériences ont été menées sur des aubes aluminisées de turbine haute pression de turbomachine aéronautique en alliage IN 100, comportant des

canaux interries pour le passage d'air réfrigérant. On rappelle que le principe de l'aluminisation est de maintenir la pièce à une température supérieure à 1000 °C dans une atmosphère de fluorure d'aluminium ; au contact de la pièce, le gaz se dissocie en aluminium atomique à la surface et en fluor gazeux qui entretient la réaction. AL se combine avec le nickel de la pièce pour former l'aluminiure qui lui confère ses propriétés de résistance à l'oxydation.

On a effectué des observations microstructurales sur ces aubes à l'état neuf puis successivement sur des aubes ayant fonctionné 50 h, 800 h et 1000 h. Les conditions de fonctionnement correspondent environ à une contrainte de 130 MPa et une température de 1000 °C.

L'aube neuve présente au bord d'attaque comme au bord de fuite une structure γ - γ' riche en eutectiques et carbures primaires. Deux populations de précipités γ' co-existent : γ' « grossier » de taille voisine de 2 μ m précipitant peu après la solidification de l'alliage, et γ' « fin », de taille voisine de 0,2 μ m précipitant lors du refroidissement consécutif au traitement de protection. Au voisinage immédiat des eutectiques, seul le fin γ' est présent. Les carbures primaires précipitant alors que l'alliage n'est pas entièrement solidifié, sont repoussés dans les sites interdendritiques où sont localisés les joints de grains, qui se distinguent essentiellement par la différence d'orientation du γ' entre 2 grains contigus.

Pour des aubes ayant fonctionné de 50 à 800 heures, la première évolution microstructurale observée consiste en la précipitation de carbures secondaires intergranulaires, autour des carbures primaires et aux interfaces γ - γ' des eutectiques, après 50 h de fonctionnement (figures 1 et 1 A). Pour des temps de fonctionnement croissant, la précipitation s'intensifie pour devenir intragranulaire. Parallèlement, des phénomènes de coalescence de la phase γ' entraînent la disparition progressive des fins précipités γ' .

Après 800 h de fonctionnement, la taille des globules γ' atteint 3 à 4 μ m et peut doubler au voisinage des eutectiques, carbures primaires et joints de grains (figures 2 et 2A).

Les examens sur lame mince montrent un arrangement particulier des dislocations d'interface γ - γ' et M23 C6- γ : tendance à un arrangement soit parallèle à la contrainte d'origine centrifuge (figure 3), soit en polygonisation (figure 4).

Pour des aubes ayant fonctionné 1000 heures, la microstructure au bord d'attaque en milieu de pale présente un aspect dendritique. Les espaces interdendritiques sont riches en eutectique et constitués de précipités γ' sensiblement plus gros qu'au coeur des dendrites. La géométrie de certains pores de fonderie révèle un début de déformation, comme déjà observé après 800 heures ; la coalescence de la phase γ' entraîne la disparition des fins précipités.

Les observations en micrographies électroniques

en transmission confirment les observations faites après 800 heures de fonctionnement, à savoir:

- coalescence du γ'
- orientation des dislocations d'interface γ - γ' parallèlement à la contrainte centrifuge et polygonisation sur certains globules
- réseau dense et régulier de dislocations d'interface M23 C6- γ' ou M23 C6- γ
- pas d'ancrages des dislocations dans la matrice γ .

Les figures 5A à D donnent en résumé une représentation schématique du processus d'endommagement par fluage de l'alliage soumis à une contrainte de 130 MPa et une température de 1000°C, notamment observé sur des éprouvettes.

La figure 5A montre l'état de la structure après aluminisation, on distingue 3 populations de γ' : des particules relativement grossières de γ' interdendritique, des particules fines de γ' dendritique et des particules très fines uniformément réparties obtenues lors du refroidissement après le traitement d'aluminisation.

A la figure 5B après fluage primaire, on constate la disparition du très fin γ' et la précipitation de carbures secondaires.

A la figure 5C après le début du fluage secondaire, on remarque la coalescence orientée du γ' dendritique.

A la figure 5D en fin de fluage secondaire, la coalescence du γ' est plus marquée, elle est orientée pour le γ' dendritique et non orientée pour le γ' interdendritique.

L'étude de l'endommagement par fluage qui précède a donc révélé un ensemble de processus métallurgiques gouvernant la déformation.

L'invention concerne un procédé du genre connu selon lequel, on fait subir à l'alliage un traitement de régénération du potentiel de fluage comportant un cycle thermique effaçant les effets microstructuraux de la déformation et conduisant à une microstructure se rapprochant de celle de l'alliage avant sollicitation. La pièce à traiter, telle qu'elle a été observée, c'est à dire après 1000 heures de fonctionnement est placée dans un four, de préférence sous vide afin de s'affranchir des problèmes d'oxydation. Elle est chauffée à une température choisie pour remettre en solution une fraction volumique suffisante de la phase durcissante. Dans le cas présent d'aubes en alliage IN 100 protégées par aluminisation, cette température est également déterminée en fonction de sa compatibilité avec le maintien de la protection ; en effet une température trop élevée entraînerait la diffusion de l'aluminium et la dilution de la couche d'aluminiure de nickel. Pour l'application présente, cette température a été choisie à 1190°C mais peut varier suivant les cas entre 1160°C et 1220°C. Le choix de la température est également guidé par le besoin d'une marge suffisante avec la température de fusion de l'eutecti-

que en vue d'une application industrielle.

Les essais ont montré qu'un maintien inférieur à 4 heures et de préférence de l'ordre d'une heure, suffisait pour remettre en solution une fraction volumique de phase γ' d'au moins 50%, ce qui revient à détruire notamment les liaisons entre globules γ' qui s'étaient développées au cours de l'endommagement par fluage.

Après ce maintien à une température de 1190°C pendant une heure sous vide, on a refroidi la pièce par injection d'un flux de gaz inerte, l'argon, dans le four. On en a contrôlé le débit afin de piloter la vitesse de refroidissement de la pièce.

Selon l'invention, la pièce est refroidie en contrôlant la vitesse de refroidissement jusqu'à une température inférieure à 700°C correspondant au domaine de précipitation de la phase γ' .

L'ensemble des microstructures obtenues est représenté à la figure 6. On observe que les refroidissements argon conduisent à la précipitation de deux populations de γ' , et que la fraction volumique de "gros" γ' augmente tandis que diminue la teneur en fins constituants, en même temps que diminue la vitesse de refroidissement. L'observation microstructurale révèle un phénomène complexe de "germination-croissance" et "croissance-coalescence" dont les cinétiques respectives varient en fonction de la composition chimique locale de la matrice donnant naissance au γ' . Il existe donc un compromis entre les fractions volumiques de gros γ' et de fins γ' permettant d'obtenir le meilleur comportement mécanique en fonction des critères recherchés. En effet, une microstructure constituée uniquement de fins précipités γ' est favorable à la tenue en fluage, mais préjudiciable à la ductilité à froid et à chaud de l'alliage. Par opposition, un refroidissement lent, conduisant à une microstructure ne renfermant plus qu'une population de "gros" γ' n'apporterait aucun gain à la tenue en fluage. Selon l'invention, la vitesse de refroidissement est pilotée entre 1085°C/h et 1145°C/h qui conduit à la microstructure de la figure 9. Dans ces conditions, il n'est plus possible de différencier une aube neuve (figure 7) d'une aube régénérée (figure 9) au seul examen de leur microstructure : distribution de $\gamma - \gamma'$ identique dans les deux cas, absence de carbures secondaires, ces derniers ayant été dissous lors du traitement.

L'examen de l'effet du traitement sur la protection a permis de constater une augmentation de son épaisseur. Elle est due aux phénomènes de diffusion mis en jeu lors du traitement de mise en solution. Des essais en corrosion sulfurante par balayage par des gaz de combustion enrichis en chlore et en soufre ont été menés afin de comparer des aubes neuves aluminisées avec des aubes aluminisées ayant fonctionné 900 heures et traitées selon la méthode de l'invention. Après 250 heures, les observations permettent de conclure que l'efficacité de la protection n'est pas alté-

rée par le traitement car si la cinétique de corrosion est accrue essentiellement par la diffusion de l'aluminium dans le substrat, elle est compensée par une augmentation de l'épaisseur du dépôt protecteur.

Des essais ont également été effectués sur des éprouvettes afin de les caractériser en fluage. Les éprouvettes en alliage IN 100 ont subi: 0,5 %, 1 % et 3 % d'allongement sous une contrainte de 130 MPa à 1000 °C ; en équivalent fonctionnement sur moteur, 1 % d'allongement équivaut à 800 heures de fonctionnement pour les conditions précitées. Les éprouvettes sont régénérées puis remontées en fluage. Les résultats d'essai sont présentés figure 10. On observe que, dans les conditions d'essai, l'alliage présente après régénération des stades de Huage primaire et secondaire d'autant réduits que la prédéformation est importante.

Le gain maximal de traitement est obtenu après une prédéformation de 0,5 %. On constate que si le temps pour obtenir 1 % d'allongement est de 83 ± 10 heures, le temps pour obtenir ce même allongement après un traitement à 0,5 % d'allongement passe à 103 ± 16 heures soit un gain de 24 %.

Le gain est semblable sur le temps de rupture. Il est de 145 heures normalement et passe à 180 heures après régénération à 0,5 % d'allongement.

Ces observations permettent d'établir que pour les éprouvettes, la durée du stade stationnaire prend fin peu avant 0,5 % d'allongement et représente la limite de déformation maximale pour entreprendre la régénération. Après 1 % d'allongement, les effets conjugués du développement des cavités et de la coalescence orientée du γ' tendent à diminuer l'efficacité du traitement.

La comparaison des observations microstructurales entre éprouvettes et aubes où pour ces premières, des différences de morphologie en γ' dendritique et γ' interdendritique subsistent après traitement contrairement aux aubes, montrent que l'endommagement d'une aube en fin de potentiel est inférieur à celui d'une éprouvette après 0,5 % d'allongement, ce qui laisse pressentir un gain supérieur à celui déterminé sur éprouvette.

Il ressort de l'exposé précédent qu'une aube ayant consommé son potentiel de Huage après 800 heures de fonctionnement est régénérée par un traitement thermique selon l'invention. Les examens comparés sur pièces et éprouvettes laissent espérer, compte tenu de leurs processus respectifs d'endommagement, un gain supérieur à 30 % sur la durée de vie en service des aubes.

Lorsque les pièces ont dépassé le fluage secondaire mais qu'elles ne présentent pas de décohésions débouchantes, il est possible de combiner ce traitement avec un traitement préalable de compactage isostatique à chaud par ailleurs connu en soi et qui consiste en un maintien de 4 heures à 1190 °C sous une pression au moins égale à 1000 bar.

Revendications

1. Méthode de régénération en fin de potentiel de fonctionnement lié en particulier à l'endommagement par fluage de pièces de turbomachine en alliage coulé base nickel NK15 CAT comportant notamment Co 13 à 17%, Cr 8 à 11%, Al 5 à 6%, Ti 4 à 5%, Mo 2 à 4%, V 0,7 à 1,7%, C 0,1 à 0,2%, formant un eutectique γ - γ' comportant une phase durcissante γ' comportant une première étape consistant à maintenir ladite pièce à une température comprise entre 1160°C et 1220°C et pendant un temps compris entre 1h et 4h pour remettre en solution au moins 50 % de la fraction volumique de la phase durcissante γ' , caractérisée en ce qu'elle comporte une deuxième étape consistant à refroidir la pièce en contrôlant la vitesse de refroidissement jusqu'à une température de la pièce inférieure à 700°C correspondant au domaine de précipitation de la phase γ' , la vitesse de refroidissement étant comprise entre 1085°C/h et 1145°C/h. 5
2. Méthode de régénération selon la revendication précédente d'une pièce ayant subi un traitement de protection contre la corrosion notamment par aluminisation, caractérisée en ce que la température de remise en solution est choisie inférieure à la température de dilution propre audit dépôt de protection. 10
3. Méthode de régénération selon la revendication précédente caractérisée en ce que la température de remise en solution est comprise entre 1185°C et 1195°C. 15
4. Méthode de régénération selon l'une des revendications précédentes pour des pièces présentant des décohésions non débouchantes caractérisée en ce que on leur fait subir un traitement préalable de compactage isostatique à chaud. 20

Patentansprüche

1. Verfahren zum Regenerieren am Ende der Brauchbarkeit, das insbesondere mit Fließchäden verbunden ist, von Einzelteilen von Turbomaschinen aus einer Gußlegierung auf Nickelbasis vom Typ NK 15 CAT, welche besonders aus 13 bis 17 % Co, 8 bis 11 % Cr, 5 bis 6 % Al, 4 bis 5 % Ti, 2 bis 4 % Mo, 0,7 bis 1,7 % V und 0,1 bis 0,2 % C zusammengesetzt ist und ein γ - γ' -Eutektikum mit der hartmachenden γ' -Phase bildet, umfassend eine erste Stufe mit dem Halten des Einzelteils auf einer Temperatur zwischen 1160 °C bis 1220 °C während einer Zeit zwischen 1 und 25

4 Stunden zur Überführung von wenigstens 50 % des Volumenanteils der hartmachenden γ' -Phase in Lösung,

dadurch **gekennzeichnet**,

daß noch eine zweite Stufe vorgesehen ist, die besteht aus dem Abkühlen des Einzelteils unter Regelung der Abkühlgeschwindigkeit bis auf eine Temperatur des Einzelteils unterhalb von 700 °C entsprechend dem Bereich der Phasenausscheidung für die Phase γ' bei einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 1085 K/h und 1145 K/h. 5

2. Verfahren zum Regenerieren gemäß dem vorangehenden Anspruch unter Einsatz eines Einzelteils, das eine Korrosionsschutzbehandlung, insbesondere durch Aluminieren durchgemacht hat, 10

dadurch **gekennzeichnet**,

daß die Überführungstemperatur niedriger gewählt ist als die für diese Schutzbehandlung eigentümliche Verdünnungstemperatur. 15

3. Verfahren gemäß dem vorangehenden Anspruch, 20

dadurch **gekennzeichnet**,

daß die Überführungstemperatur in die Lösung zwischen 1185 °C und 1195 °C liegt. 25

4. Verfahren zum Regenerieren gemäß einem der vorangehenden Ansprüche unter Einsatz eines Einzelteils mit nicht herauskommenden Entfestigungen, 30

dadurch **gekennzeichnet**,

daß man das Einzelteil einer vorangehenden isostatischen Wärmeverdichtung unterzieht. 35

Claims

1. Method of rejuvenating components at the end of their working potential linked in particular to creep damage in gas turbine components in NK15 CAT nickel-based cast alloys notably with the composition of Co 13 to 17%, Cr 8 to 11 %, Al 5 to 6%, Ti 4 to 5%, Mo 2 to 4%, V 0.7 to 1.7%, C 0.1 to 0.2%, forming a eutectic system γ - γ' comprising a hardening phase γ' , comprising a first stage consisting of maintaining the said component at a temperature between 1160° C and 1220° C and for a period of between 1 hr. and 4 hrs. to re-solutionise at least 50% of the volume fraction of the hardening phase γ' , characterised in that it comprises a second stage consisting of cooling the component whilst controlling the rate of cooling until the temperature of the component falls to below 700° C corresponding to the zone of precipitation of the γ' phase, the rate of cooling being situated between 1085° C/h and 1145° C/h. 40

2. Method of rejuvenation in accordance with the preceding Claim for components having undergone a corrosion-protection treatment notably by aluminisation, characterised in that the resolutionising temperature is selected to be below the dilution temperature pertaining to the said protective coating. 5
3. Method of rejuvenation in accordance with the preceding Claim characterised that the resolutionising temperature lies between 1085° C and 1145° C. 10
4. Method of rejuvenation in accordance with one of the preceding Claims for components that presenting decohesions not debouching at the surface characterised in that they are given a preliminary hot isostatic compaction treatment. 15

20

25

30

35

40

45

50

55

7

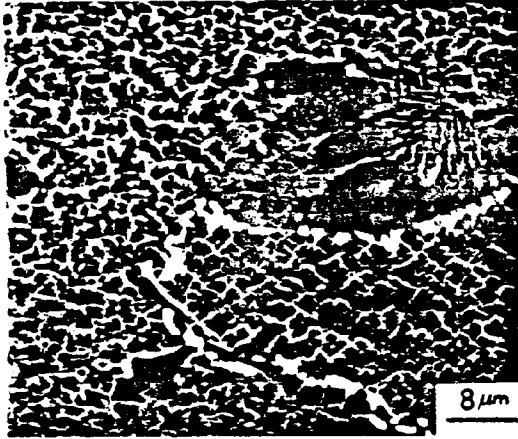


FIG. 1

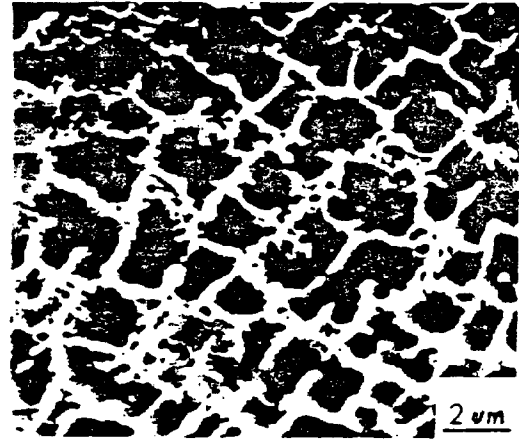


FIG. 1A

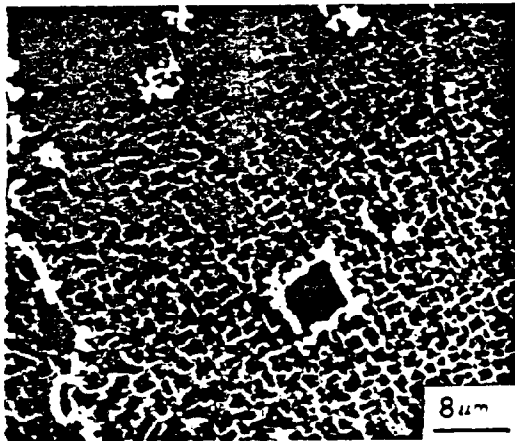


FIG. 2

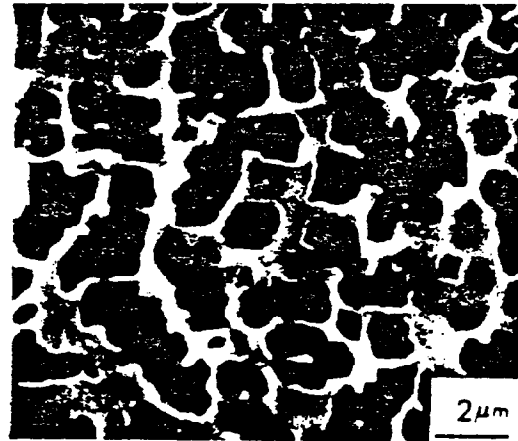


FIG. 2A



FIG. 3



FIG. 4

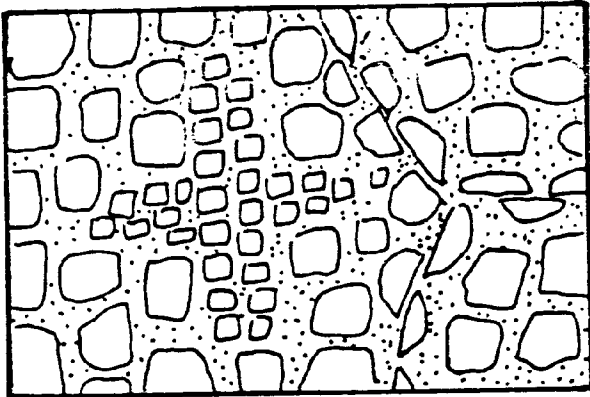


FIG. 5A

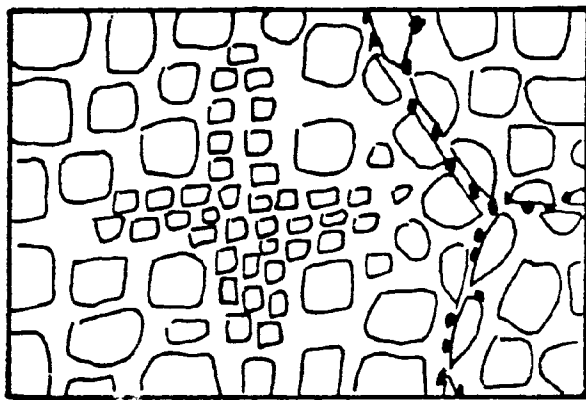


FIG. 5B

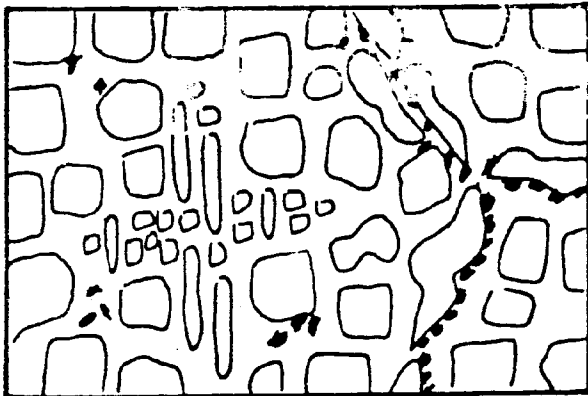


FIG. 5C

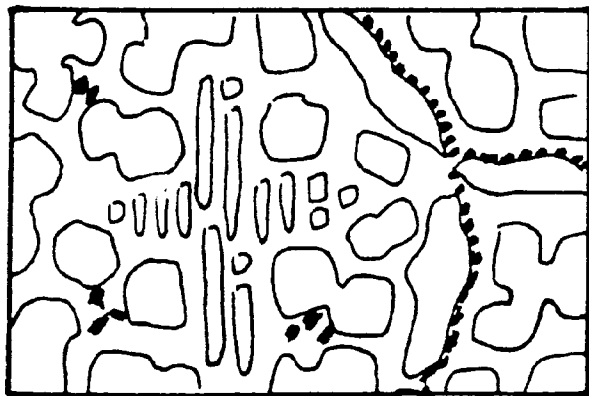
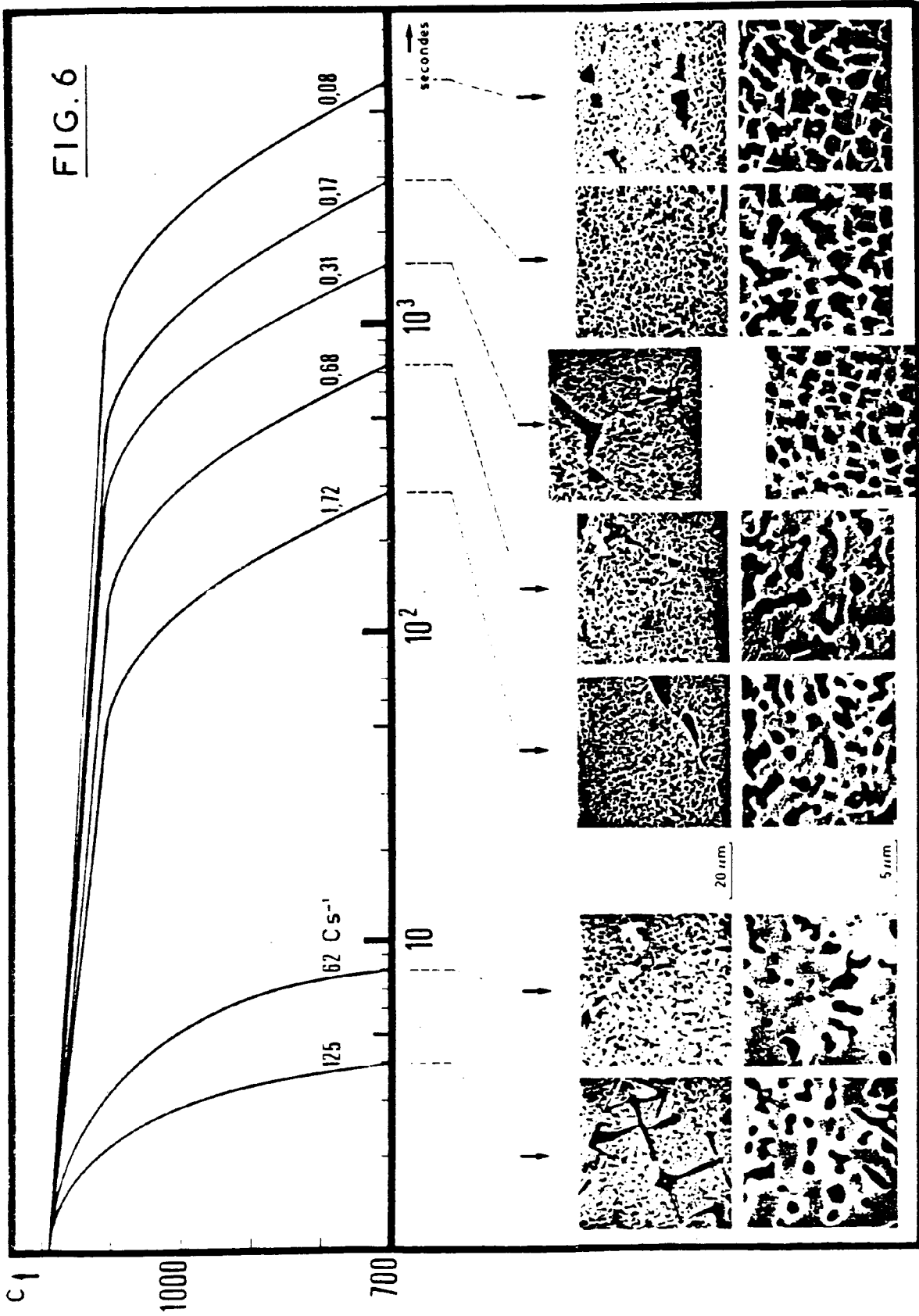


FIG. 5D



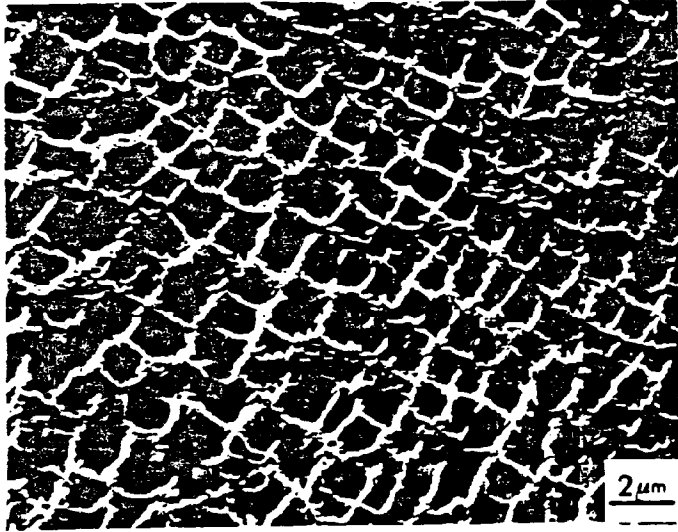


FIG. 7

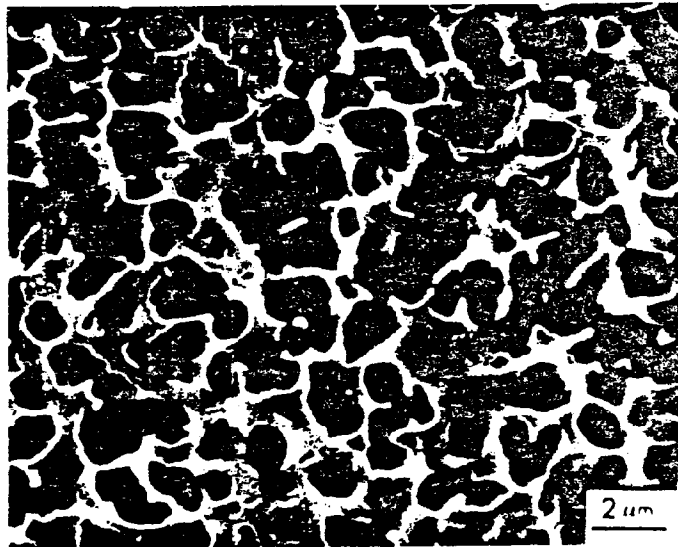


FIG. 8

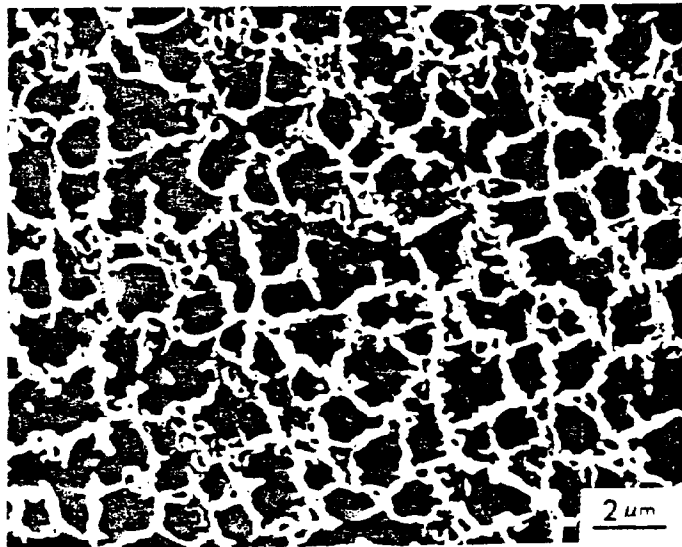


FIG. 9

