

(19)



Europäisches Patentamt  
European Patent Office  
Office européen des brevets



(11)

**EP 0 792 945 B1**

(12)

**FASCICULE DE BREVET EUROPEEN**

(45) Date de publication et mention  
de la délivrance du brevet:  
**02.12.1998 Bulletin 1998/49**

(51) Int Cl.<sup>6</sup>: **C22F 1/10**

(21) Numéro de dépôt: **97400438.4**

(22) Date de dépôt: **27.02.1997**

(54) **Procédé de traitement thermique d'un superalliage à base de nickel**

Wärmebehandlungsverfahren für Superlegierung auf Nickelbasis

Process for heat treatment of a nickel-base superalloy

(84) Etats contractants désignés:  
**DE FR GB SE**

(30) Priorité: **29.02.1996 FR 9602534**

(43) Date de publication de la demande:  
**03.09.1997 Bulletin 1997/36**

(73) Titulaires:  
• **SOCIETE NATIONALE D'ETUDE ET DE  
CONSTRUCTION DE MOTEURS D'AVIATION  
Snecma  
F-75015 Paris (FR)**  
• **OFFICE NATIONAL D'ETUDES ET DE  
RECHERCHES AEROSPATIALES  
92322 Chatillon Cédex (FR)**

(72) Inventeurs:  
• **Desvallees, Yves Philippe Marc  
77115 - Sivry Courtry (FR)**  
• **Franchet, Jean-Michel Patrick Maurice  
75018 - Paris (FR)**  
• **Marty, Michel  
78530 - Buc (FR)**  
• **Octor, Henri  
92220 - Bagneux (FR)**  
• **Passilly, Françoise  
92350 Le Plessis Robinson (FR)**  
• **Soucaïl, Michèle  
92600 Fontenay aux Roses (FR)**

(56) Documents cités:  
**EP-A- 0 142 668                   US-A- 5 328 659**  
**US-A- 5 393 483               US-A- 5 413 752**  
**US-A- 5 529 643               US-A- 5 547 523**

**EP 0 792 945 B1**

Il est rappelé que: Dans un délai de neuf mois à compter de la date de publication de la mention de la délivrance du brevet européen, toute personne peut faire opposition au brevet européen délivré, auprès de l'Office européen des brevets. L'opposition doit être formée par écrit et motivée. Elle n'est réputée formée qu'après paiement de la taxe d'opposition. (Art. 99(1) Convention sur le brevet européen).

## Description

La présente invention concerne un procédé de traitement thermique d'un superalliage à base de nickel dont la composition chimique en pourcentages pondéraux est conforme soit à EP-B-0 237 378 et appartient au domaine suivant : Cr 11 à 13; Co 8 à 17; Mo 6 à 8; Nb inférieur ou égal à 1,5; Ti 4 à 5; Al 4 à 5; Hf inférieur ou égal à 1; C, B, Zr chacun inférieur ou égal à 500ppm; Ni complément à 100, soit à la demande FR 95.09653 qui correspond à EP-A-758 684 et à FR-A-2 737 733 et appartient au domaine suivant :

Cr 12 à 15 ; Co 14,5 à 15,5 ; 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.

Ces alliages sont notamment utilisés pour la fabrication de pièces fortement sollicitées destinées à des moteurs d'avion, par exemple des disques de rotor. De manière connue en soi, les pièces de ce type peuvent notamment être élaborées à l'aide de techniques de mise en oeuvre à partir de poudres et leur mise en forme fait appel à des opérations de forgeage. Les traitements thermiques appliqués sur les pièces avant emploi comportent de manière courante un traitement de mise en solution et trempe suivi d'un traitement de vieillissement. Les documents US-A-5 547 523, US-A-5 529 643, EP-A-787 815 et EP-A-726 333 divulguent des superalliages soumis aux traitements thermiques intermédiaires (entre le forgeage et le traitement supersolvus).

L'invention s'applique en particulier dans les cas où est effectué un traitement thermique supersolvus comportant une mise en solution complète des précipités gamma-prime à une température comprise entre +5°C et +25°C au dessus de la température de solvus gamma-prime pendant une durée de maintien comprise entre 1 heure et 4 heures.

Ces traitements permettent en effet une optimisation de la microstructure des alliages vers des structures à gros grains dont l'influence favorable a été démontrée sur la tenue en fluage et en propagation de fissures aux hautes températures nécessitées par la recherche d'amélioration des performances des moteurs d'avions.

La taille de grain finale dépend d'une succession d'étapes industrielles que sont : le prétraitement éventuel des poudres, la densification par filage, le forgeage isotherme, le traitement thermique final. De plus, les paramètres métallurgiques et thermomécaniques pouvant influencer la recristallisation sont nombreux et interdépendants. Citons : la précipitation de phase gamma-prime, la distribution d'oxycarbures, le taux de déformation, la vitesse de déformation, la contrainte, le temps, la température.

Le phénomène de grossissement du grain provoqué par le traitement thermique rappelé ci-dessus peut répondre au schéma suivant :

les précipités gamma-prime qui avant le traitement thermique supersolvus bloquaient les joints de grains se dis-

solvent et les joints de grains, libérés, migrent puis sont généralement de nouveau ancrés par de très fins précipités, les oxycarbures, situés préférentiellement aux anciennes limites de poudres. Le résultat recherché dans ce cas est d'obtenir des grains de taille homogène, notamment de 50µm en moyenne, correspondant à une croissance de grains dite normale.

Toutefois, un grossissement de grain dit anormal conduisant à la croissance d'un ou de plusieurs très gros grains de plusieurs centaines de micromètres au détriment des autres a été observé sous l'influence des divers paramètres précédemment rappelés. La microstructure très hétérogène qui en résulte est préjudiciable à une bonne tenue des pièces et notamment à la tenue en fatigue. Un des buts de l'invention est d'éviter cette croissance dite anormale de grain tout en conservant les avantages liés à une microstructure d'alliage dite à gros grains.

Ces résultats sont obtenus, conformément à l'invention, en appliquant à des pièces forgées en un superalliage à base de nickel conforme à EP-B-0.237.378 ou à la demande FR 95.09653 qui correspond à EP-A-758 684 et à FR-A-2 737 733 suivant un cycle thermomécanique comportant au moins une opération de forgeage à chaud, effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 45°C, à une vitesse de déformation rationnelle comprise entre  $5 \cdot 10^{-5} s^{-1}$  et  $2 \cdot 10^{-2} s^{-1}$  et à un taux de déformation rationnelle supérieur à 0,1 et un traitement thermique supersolvus, effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime plus 5°C et la température de solvus gamma-prime plus 25°C et à une durée comprise entre 1 et 4 heures, un traitement thermique intermédiaire succédant à l'opération de forgeage à chaud qui est suivie d'un refroidissement de la pièce et effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C et à une durée comprise entre 1 et 24 heures.

Dans certaines applications particulières, les résultats visés et précédemment décrits sont également obtenus, conformément à l'invention, en effectuant à la fin de l'opération de forgeage à chaud c'est à dire à partir de l'instant où l'alliage est encore à la température de forgeage un maintien isotherme à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C pour une durée comprise entre 1 et 60 minutes.

Suivant une autre variante de l'invention, le traitement thermique peut s'effectuer en deux étapes distinctes. La première étape consistant en un maintien isotherme à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C est effectué à la fin de l'opération de forgeage à chaud c'est à dire à l'instant où l'alliage est encore à la température de for-

geage, pour une durée comprise entre 1 et 30 minutes après quoi, la pièce est refroidie. La deuxième étape consiste alors en un traitement thermique effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C du superalliage et à une durée comprise entre 1 et 24 heures, suivi d'un traitement thermique supersolvus.

D'autres caractéristiques et avantages de l'invention seront mieux compris à la lecture de la description qui va suivre des modes de réalisation de l'invention, en référence aux dessins annexés sur lesquels :

- la figure 1 représente les conditions d'essais de forgeage et de traction effectués sur des échantillons du matériau étudié à 1120°C, en vitesses de déformation en abscisses et en déformation en ordonnées ;
- la figure 2 représente la reproduction d'une microphotographie d'une microstructure d'éprouvette soumise au traitement standard dans les conditions antérieures à l'invention ;
- les figures 3 et 4 représentent, de manière analogue à la figure 2, une microstructure d'éprouvettes traitées dans les conditions de l'invention ;
- la figure 5 représente, de manière analogue aux figures 2, 3 et 4 une microstructure d'éprouvette traitée dans les conditions d'une variante de l'invention.

#### EXEMPLES DE REALISATION

Pour la réalisation des essais, un superalliage M à base de nickel dont la composition chimique est conforme à la définition donnée par EP-B-0.237.378 a été choisi. L'alliage M présente la composition chimique nominale suivante en pourcentages pondéraux :

Co 15,7; Cr 11,5; Mo 6,5; Al 4,35; Ti 4,35; B 0,015; C 0,015; Hf 0,45; Ni complément à 100.

La température de mise en solution de la phase gamma-prime ou température de solvus de l'alliage est 1195°C.

Le matériau étudié provient de poudres atomisées à l'argon et densifiées par filage à 1120°C.

Quatre galets A, B, C, D ont été forgés par forgeage isotherme à 1120°C dans les conditions de déformation, en ordonnées, et de vitesse de déformation, en abscisses, représentées par les courbes respectives 1,2,3 et 4 de la figure 1, couvrant ainsi des domaines supérieurs à 0,1 en déformation et de  $10^{-4}\text{s}^{-1}$  à  $8 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$  en vitesse de déformation. D'autres essais ont été effectués en traction et sont représentés par les points 5,6,7,8,9,10,11,12 et 13 sur la figure 1.

A la suite du traitement thermique supersolvus standard défini pour le matériau comportant soit un maintien à 1205°C pendant 4 heures, soit un maintien à 1200°C

pendant 2 heures, des structures à très gros grains, de l'ordre du mm par exemple, ont été observées. Les essais ont montré l'influence de l'état d'écrouissage pour la croissance des très gros grains dans le matériau concerné. La figure 2 montre une microstructure présentant quelques très gros grains obtenue après un traitement thermique standard supersolvus effectué à 1205°C pendant 4 heures après un essai de traction à 1120°C correspondant à une vitesse de déformation de  $7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$  et une déformation de 0,62.

De manière remarquable et conforme à l'invention, un échantillon est soumis à un traitement thermique d'une heure à 1120°C avant de lui appliquer le traitement thermique standard supersolvus, comme ci-dessus. La figure 3 montre la microstructure obtenue dans ce cas, présentant des grains moins gros et montrant l'apparition de colonies de petits grains.

Lorsque le traitement thermique intermédiaire à 1120°C est prolongé à 24 heures avant d'effectuer comme précédemment le traitement thermique standard supersolvus, la microstructure obtenue, représentée sur la figure 4 est alors homogène, totalement dépourvue de très gros grains et la taille moyenne des grains est d'environ 50µm.

Le procédé de traitement thermique conforme à l'invention permet par conséquent d'obtenir un état d'emploi du matériau concerné présentant une microstructure assurant le compromis recherché pour les caractéristiques mécaniques d'utilisation, notamment pour les pièces destinées à un usage aéronautique tel que des pièces tournantes de moteur d'avion, une tenue satisfaisante en fluage et une bonne tenue en propagation de fissures aux hautes températures.

Suivant une variante de l'invention, au lieu d'effectuer le traitement thermique intermédiaire dans les conditions précédemment définies, dans un autre essai, une éprouvette de traction juste après avoir été déformée dans des conditions critiques conduisant à la présence de très gros grains sur l'état final, à savoir une température de 1120°C et une vitesse de déformation de  $7 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$ , a été maintenue à 1120°C pendant 10 minutes. Après traitement thermique standard supersolvus, la microstructure obtenue est homogène et ne présente pas de très gros grains, comme le montre la figure 5.

Pour des applications de forgeage de pièces, le maintien en température, sans refroidissement intermédiaire de la pièce, peut être réalisé en maintenant la pièce dans l'outillage de forgeage, à la température de forgeage. En variante et en fonction des applications particulières, le maintien à la fin de l'opération de forgeage peut être réalisé dans un four, à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C.

## Revendications

1. Procédé de traitement thermique d'un superalliage à base de nickel dont la composition chimique en pourcentages pondéraux appartient aux domaines suivants :

Cr 11 à 13; Co 8 à 17; Mo 6 à 8; Ti 4 à 5; Al 4 à 5, Nb inférieur ou égal à 1,5; Hf inférieur ou égal à 1; C, B, Zr chacun inférieur ou égal à 500 ppm; Ni complément à 100, ou Cr 12 à 15; Co 14,5 à 15,5; 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,

appliqué à des pièces forgées suivant un traitement thermomécanique comportant une opération de forgeage à chaud, effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C du superalliage et la température de solvus gamma-prime moins 45°C du superalliage, à une vitesse de déformation rationnelle comprise entre  $5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  et  $2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  et à un taux de déformation rationnelle supérieur à 0,1 et un traitement thermique supersolvus, effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime plus 5°C du superalliage et la température de solvus gamma-prime plus 25°C du superalliage et à une durée comprise entre 1 et 4 heures caractérisé en ce qu'un traitement thermique intermédiaire, succédant à l'opération de forgeage à chaud qui est suivie d'un refroidissement de la pièce, est effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C du superalliage et à une durée comprise entre 1 à 24 heures.

2. Procédé de traitement thermique d'un superalliage à base de nickel dont la composition chimique en pourcentages pondéraux appartient aux domaines suivants :

Cr 11 à 13; Co 8 à 17; Mo 6 à 8; Ti 4 à 5; Al 4 à 5; Nb inférieur ou égal à 1,5; Hf inférieur ou égal à 1; C, B, Zr chacun inférieur ou égal à 500 ppm; Ni complément à 100, ou Cr 12 à 15; Co 14,5 à 15,5;

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,

appliqué à des pièces forgées suivant un traitement thermomécanique comportant une opération de forgeage à chaud, effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C du superalliage et la température de solvus gamma-prime moins 45°C du superalliage, à une vitesse de déformation rationnelle comprise entre  $5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  et  $2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  et à un taux de déformation rationnelle supérieur à 0,1 et un traitement thermique supersolvus, effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-

prime plus 5°C du superalliage et la température de solvus gamma-prime plus 25°C du superalliage et à une durée comprise entre 1 et 4 heures caractérisé en ce qu'un maintien isotherme à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C, est effectué à la fin de l'opération de forgeage à chaud c'est à dire à partir de l'instant où l'alliage est encore à la température de forgeage, pour une durée comprise entre 1 et 60 minutes.

3. Procédé de traitement thermique d'un superalliage à base de nickel dont la composition chimique en pourcentages pondéraux appartient aux domaines suivants :

Cr 11 à 13; Co 8 à 17; Mo 6 à 8; Ti 4 à 5; Al 4 à 5; Nb inférieur ou égal à 1,5; Hf inférieur ou égal à 1; C, B, Zr chacun inférieur ou égal à 500 ppm; Ni complément à 100, ou Cr 12 à 15; Co 14,5 à 15,5; 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,

appliqué à des pièces forgées suivant un traitement thermo-mécanique comportant une opération de forgeage à chaud, effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C du superalliage et la température de solvus gamma-prime moins 45°C du superalliage, à une vitesse de déformation rationnelle comprise entre  $5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  et  $2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  et à un taux de déformation rationnelle supérieur à 0,1 et un traitement thermique supersolvus, effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime plus 5°C du superalliage et la température de solvus gamma-prime plus 25°C du superalliage et à une durée comprise entre 1 et 4 heures caractérisé en ce qu'un maintien isotherme à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C est effectué à la fin de l'opération de forgeage à chaud c'est à dire à partir de l'instant où l'alliage est encore à la température de forgeage, pour une durée comprise entre 1 et 60 minutes puis, après refroidissement de la pièce, un traitement thermique est effectué à une température comprise entre la température de solvus gamma-prime moins 95°C et la température de solvus gamma-prime moins 30°C du superalliage et à une durée comprise entre 1 et 24 heures.

## Claims

1. Process for the heat treatment of a nickel-based superalloy, the chemical composition of which, in percentages by weight, falls within the following ranges:

Cr 11 to 13; Co 8 to 17; Mo 6 to 8; Ti 4 to 5; Al 4 to 5; Nb less than or equal to 1.5; Hf less than or equal to 1; C, B, Zr each less than or equal to 500 ppm; Ni the balance to 100, or Cr 12 to 15; Co 14.5 to 15.5; Mo 2 to 4.5; W 0 to 4.5; Al 2.5 to 4; Ti 4 to 6; Hf less than or equal to 0.5; C 100 to 300 ppm; B 100 to 500 ppm; Zr 200 to 700 ppm; Ni the balance to 100, applied to forgings according to a thermomechanical treatment comprising a hot-forging operation carried out at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature less 95°C of the superalloy and the gamma-prime solvus temperature less 45°C of the superalloy, at a logarithmic strain rate of between  $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  and  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  and at a logarithmic strain ratio of greater than 0.1, and a supersolvus heat treatment carried out at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature plus 5°C of the superalloy and the gamma-prime solvus temperature plus 25°C of the superalloy for a time of between 1 and 4 hours, characterized in that an intermediate heat treatment, following after the hot-forging operation which is followed by cooling of the forging, is carried out at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature less 95°C and the gamma-prime solvus temperature less 30°C of the superalloy for a time of between 1 and 24 hours.

2. Process for the heat treatment of a nickel-based superalloy, the chemical composition of which, in percentages by weight, falls within the following ranges:

Cr 11 to 13; Co 8 to 17; Mo 6 to 8; Ti 4 to 5; Al 4 to 5; Nb less than or equal to 1.5; Hf less than or equal to 1; C, B, Zr each less than or equal to 500 ppm; Ni the balance to 100, or Cr 12 to 15; Co 14.5 to 15.5; Mo 2 to 4.5; W 0 to 4.5; Al 2.5 to 4; Ti 4 to 6; Hf less than or equal to 0.5; C 100 to 300 ppm; B 100 to 500 ppm; Zr 200 to 700 ppm; Ni the balance to 100, applied to forgings according to a thermomechanical treatment comprising a hot-forging operation carried out at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature less 95°C of the superalloy and the gamma-prime solvus temperature less 45°C of the superalloy, at a logarithmic strain rate of between  $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  and  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  and at a logarithmic strain ratio of greater than 0.1, and a supersolvus heat treatment carried out at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature plus 5°C of the superalloy and the gamma-prime solvus temperature plus 25°C of the superalloy for a time of between 1 and 4 hours, characterized in that an isothermal hold at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature less 95°C and the gamma-prime solvus temperature less 30°C is maintained after the hot-forging operation, i.e. starting while the alloy is still at the forging temperature, for a time of between 1 and 60 min-

utes.

3. Process for the heat treatment of a nickel-based superalloy, the chemical composition of which, in percentages by weight, falls within the following ranges:

Cr 11 to 13; Co 8 to 17; Mo 6 to 8; Ti 4 to 5; Al 4 to 5; Nb less than or equal to 1.5; Hf less than or equal to 1; C, B, Zr each less than or equal to 500 ppm; Ni the balance to 100, or Cr 12 to 15; Co 14.5 to 15.5; Mo 2 to 4.5; W 0 to 4.5; Al 2.5 to 4; Ti 4 to 6; Hf less than or equal to 0.5; C 100 to 300 ppm; B 100 to 500 ppm; Zr 200 to 700 ppm; Ni the balance to 100, applied to forgings according to a thermomechanical treatment comprising a hot-forging operation carried out at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature less 95°C of the superalloy and the gamma-prime solvus temperature less 45°C of the superalloy, at a logarithmic strain rate of between  $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  and  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  and at a logarithmic strain ratio of greater than 0.1, and a supersolvus heat treatment carried out at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature plus 5°C of the superalloy and the gamma-prime solvus temperature plus 25°C of the superalloy for a time of between 1 and 4 hours, characterized in that an isothermal hold at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature less 95°C and the gamma-prime solvus temperature less 30°C is maintained after the hot-forging operation, i.e. starting while the alloy is still at the forging temperature, for a time of between 1 and 60 minutes and then, after cooling the forging, a heat treatment is carried out at a temperature of between the gamma-prime solvus temperature less 95°C and the gamma-prime solvus temperature less 30°C of the superalloy for a time of between 1 and 24 hours.

#### 40 Patentansprüche

1. Verfahren zur thermischen Behandlung einer Superlegierung auf Nickelbasis, die die folgende chemische Zusammensetzung in den angegebenen Mengen in Gew.-% aufweist:

Cr 11 bis 13; Co 8 bis 17; Mo 6 bis 8; Ti 4 bis 5; Al 4 bis 5; Nb gleich oder kleiner 1,5; Hf gleich oder kleiner 1; C, B, Zr jeweils gleich oder kleiner 500 ppm; Ni auf 100 ergänzt; oder

Cr 12 bis 15; Co 14,5 bis 15,5; Mo 2 bis 4,5; W 0 bis 4,5; Al 2,5 bis 4; Ti 4 bis 6; Hf gleich oder kleiner 0,5; C 100 bis 300 ppm; B 100 bis 500 ppm; Zr 200 bis 700 ppm; Ni auf 100 ergänzt;

das bei Schmiedestücken nach einer thermomechanischen Behandlung eingesetzt wird, welche umfaßt, Warmschmieden bei einer Temperatur im Bereich zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 95 °C der Superlegierung und der Temperatur

des Solvus- $\gamma'$  minus 45 °C der Superlegierung in einer bestimmten Verformungsgeschwindigkeit im Bereich zwischen  $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  und  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  und in einer Verformungsrate über 0,1 sowie eine thermische Supersolvus-Behandlung bei einer Temperatur im Bereich zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  plus 5 °C der Superlegierung und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  plus 25 °C der Superlegierung für eine Zeitspanne zwischen 1 und 4 Stunden, dadurch gekennzeichnet, daß

nach dem Warm Schmieden, auf das eine Abkühlung des Stücks folgt, eine thermische Zwischenbehandlung durchgeführt wird, die bei einer Temperatur im Bereich zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 95 °C und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 30 °C der Superlegierung für eine Zeitspanne zwischen 1 und 24 Stunden erfolgt.

2. Verfahren zur thermischen Behandlung einer Superlegierung auf Nickelbasis, die die folgende chemische Zusammensetzung in den angegebenen Mengen in Gew.-% aufweist:

Cr 11 bis 13; Co 8 bis 17; Mo 6 bis 8; Ti 4 bis 5; Al 4 bis 5; Nb gleich oder kleiner 1,5; Hf gleich oder kleiner 1; C, B, Zr jeweils gleich oder kleiner 500 ppm; Ni auf 100 ergänzt; oder

Cr 12 bis 15; Co 14,5 bis 15,5; Mo 2 bis 4,5; W 0 bis 4,5; Al 2,5 bis 4; Ti 4 bis 6; Hf gleich oder kleiner 0,5; C 100 bis 300 ppm; B 100 bis 500 ppm; Zr 200 bis 700 ppm; Ni auf 100 ergänzt;

das bei Schmiedestücken nach einer thermomechanischen Behandlung eingesetzt wird, welche umfaßt, Warm Schmieden bei einer Temperatur im Bereich zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 95 °C der Superlegierung und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 45 °C der Superlegierung in einer bestimmten Verformungsgeschwindigkeit im Bereich zwischen  $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  und  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  und in einer Verformungsrate über 0,1 sowie eine thermische Supersolvus-Behandlung bei einer Temperatur im Bereich zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  plus 5 °C der Superlegierung und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  plus 25 °C der Superlegierung für eine Zeitspanne zwischen 1 und 4 Stunden, dadurch gekennzeichnet, daß

die Temperatur zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 95 °C und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 30 °C der Superlegierung am Ende des Warm Schmiedens, d.h. von dem Zeitpunkt an, zu dem sich die Legierung noch bei Schmiedetemperatur befindet, für eine Zeitspanne von zwischen 1 und 60 Minuten konstant gehalten wird.

3. Verfahren zur thermischen Behandlung einer Superlegierung auf Nickelbasis, die die folgende chemische Zusammensetzung in den angegebenen Mengen in Gew.-% aufweist:

Cr 11 bis 13; Co 8 bis 17; Mo 6 bis 8; Ti 4 bis 5; Al

4 bis 5; Nb gleich oder kleiner 1,5; Hf gleich oder kleiner 1; C, B, Zr jeweils gleich oder kleiner 500 ppm; Ni auf 100 ergänzt; oder

Cr 12 bis 15; Co 14,5 bis 15,5; Mo 2 bis 4,5; W 0 bis 4,5; Al 2,5 bis 4; Ti 4 bis 6; Hf gleich oder kleiner 0,5; C 100 bis 300 ppm; B 100 bis 500 ppm; Zr 200 bis 700 ppm; Ni auf 100 ergänzt;

das bei Schmiedestücken nach einer thermomechanischen Behandlung eingesetzt wird, welche umfaßt, Warm Schmieden bei einer Temperatur im Bereich zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 95 °C der Superlegierung und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 45 °C der Superlegierung in einer bestimmten Verformungsgeschwindigkeit im Bereich zwischen  $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  und  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  und in einer Verformungsrate über 0,1 sowie eine thermische Supersolvus-Behandlung bei einer Temperatur im Bereich zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  plus 5 °C der Superlegierung und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  plus 25 °C der Superlegierung für eine Zeitspanne zwischen 1 und 4 Stunden, dadurch gekennzeichnet, daß

die Temperatur zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 95 °C und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  Linie minus 30 °C der Superlegierung am Ende des Warm Schmiedens, d.h. von dem Zeitpunkt an, zu dem sich die Legierung noch bei Schmiedetemperatur befindet, für eine Zeitspanne von zwischen 1 und 60 Minuten konstant gehalten wird, worauf nach Abkühlen des Stücks eine thermische Behandlung bei einer Temperatur im Bereich zwischen der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 95 °C und der Temperatur des Solvus- $\gamma'$  minus 30 °C der Superlegierung für eine Zeitspanne zwischen 1 bis 24 Stunden erfolgt.

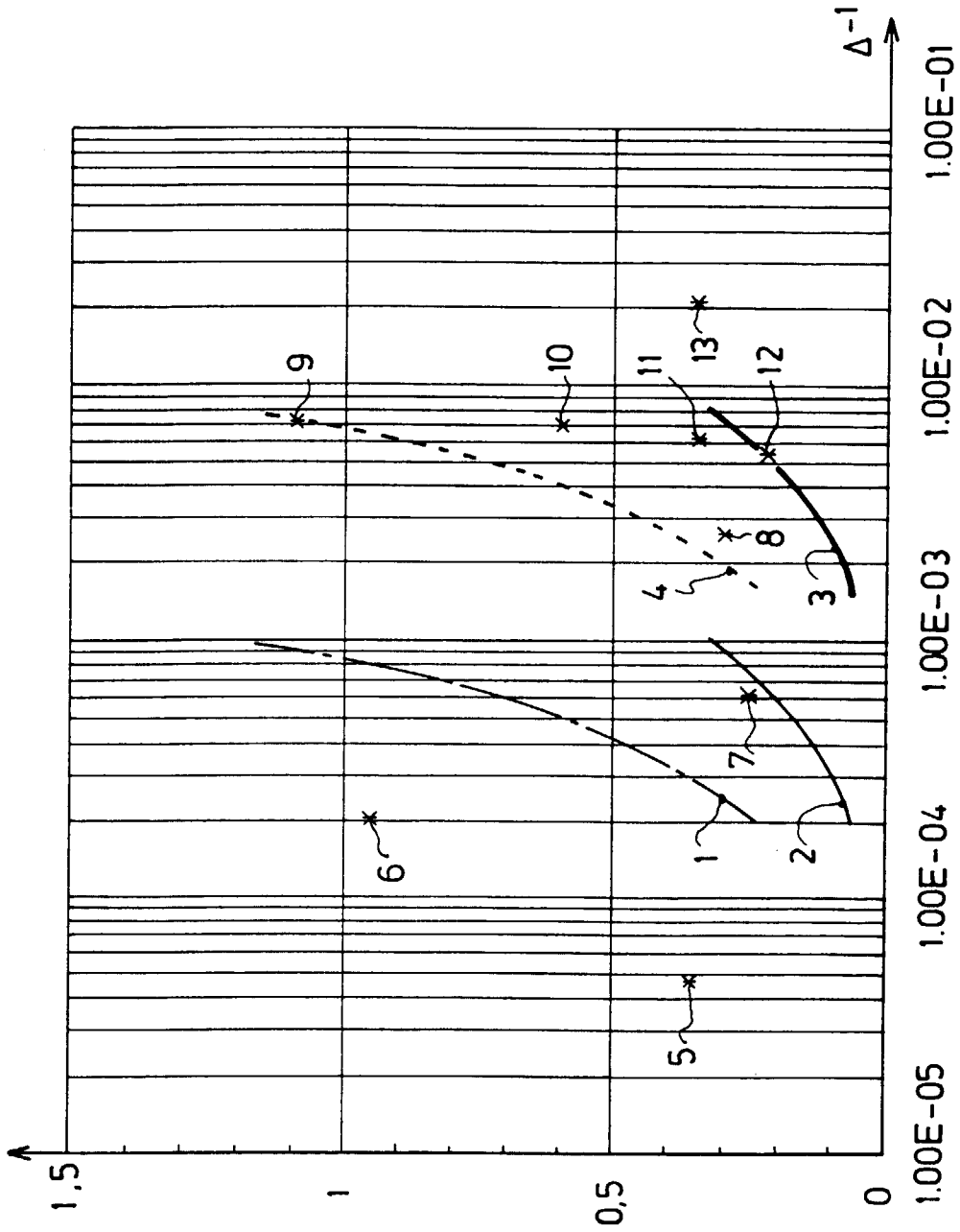


FIG: 1

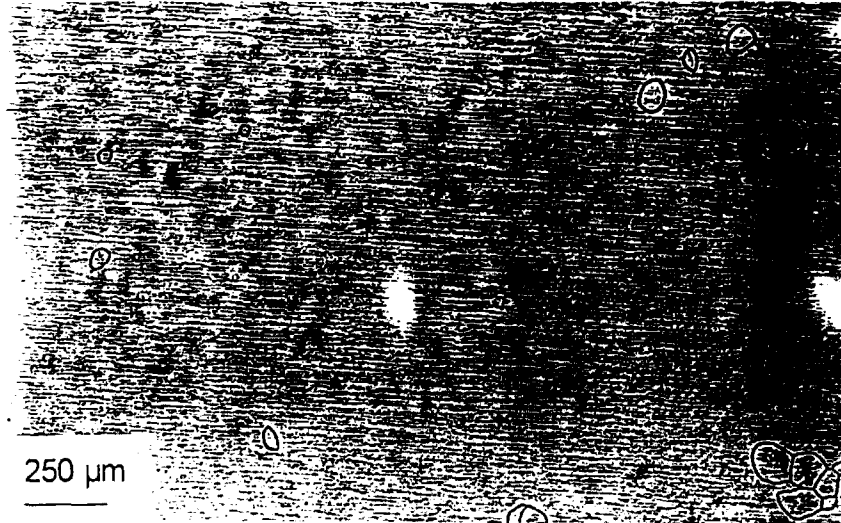


FIG. 2



FIG. 3

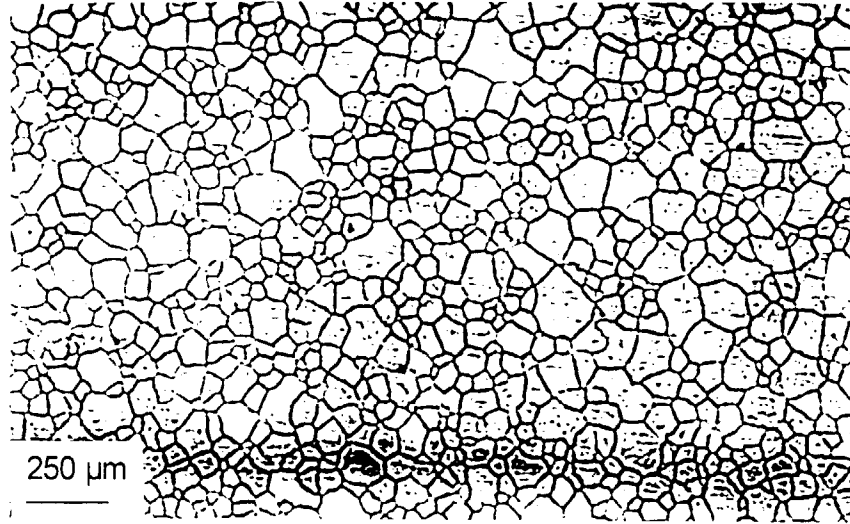


FIG. 4

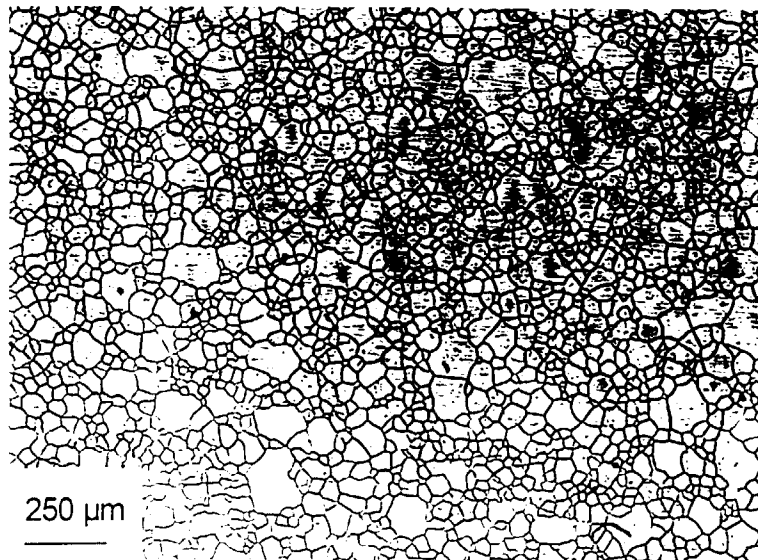


FIG. 5