

⑫ **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

⑰ Anmeldenummer: 86102345.5

⑤① Int. Cl.⁴: **C 22 F 1/10**
C 22 F 1/00, C 22 F 3/00

⑲ Anmeldetag: 24.02.86

③① Priorität: 15.03.85 CH 1166/85

④③ Veröffentlichungstag der Anmeldung:
08.10.86 Patentblatt 86/41

⑧④ Benannte Vertragsstaaten:
CH DE FR GB LI

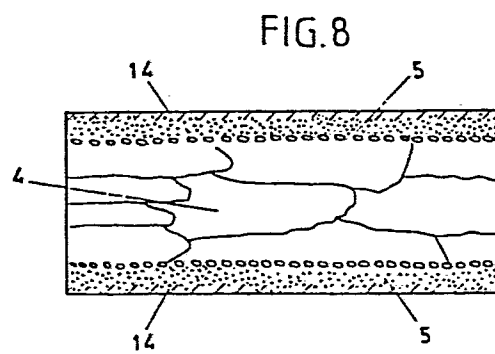
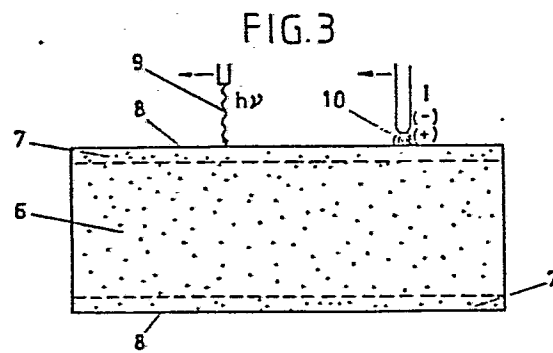
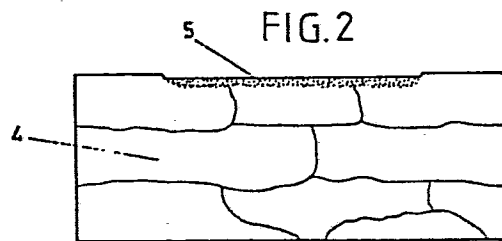
⑦① Anmelder: BBC Aktiengesellschaft Brown, Boveri & Cie.
Haselstrasse
CH-5401 Baden(CH)

⑦② Erfinder: Nazmy, Mohamed Yousef, Dr.
Zelglistr. 30
CH-5442 Fislisbach(CH)

⑦② Erfinder: Rydstad, Hans, Dr.
Bollstr. 28
CH-5413 Birmenstorf(CH)

⑤④ Verfahren zur Erhöhung des Oxydations- und Korrosionswiderstandes eines Bauteils aus einer dispersionsgehärteten Superlegierung durch eine Oberflächenbehandlung.

⑤⑦ Verfahren zur Erhöhung des Oxydations- und Korrosionswiderstandes eines Bauteils aus einer dispersionsgehärteten Superlegierung durch eine Oberflächenbehandlung, welche in jedem Fall die Erzeugung bzw. Erhaltung einer feinkörnigen Oberflächenzone (5) zum Gegenstand hat, wogegen die Kernzone (4) des Bauteils unter allen Umständen bei der abschliessenden Rekristallisationsglühung im Temperaturebereich zwischen Rekristallisations- und Solidustemperatur zur Grobkornbildung gezwungen wird. Die Erzeugung der feinkörnigen Oberflächenzone (5) erfolgt durch Kaltverformung der Oberflächenzone (3, 5) mittels Kugelstrahlen, Oberflächenwalzen, Drücken oder durch Erhitzen der Oberflächenzone (7) auf eine ca. 100 bis 140°C unterhalb der Rekristallisationstemperatur liegende Temperatur mittels Laser (9) oder Lichtbogen (10), während die Kernzone auf weniger als 900°C gehalten wird, oder durch Aufbringen einer 10 bis 50 µm dicken Nickelschicht auf die Oberfläche und nachfolgende Diffusion des Nickels in die Oberflächenzone (Nickelreiche Oberflächenschicht 14) des Bauteils bei einer unterhalb der Rekristallisationstemperatur liegenden Temperatur. In jedem Fall findet abschliessend eine der Einstellung des Grobkorns in der Kernzone (4) dienende Rekristallisationsglühung statt.



28/85

14.3.85

- 1 -

Br/dh

Verfahren zur Erhöhung des Oxydations- und Korrosions-
widerstandes eines Bauteils aus einer dispersionsgehärteten
Superlegierung durch eine Oberflächenbehandlung

Die Erfindung geht aus von einem Verfahren zur Erhöhung des Oxydations- und Korrosionswiderstandes eines Bauteils aus einer dispersionsgehärteten Superlegierung nach der Gattung des Oberbegriffs des Anspruchs 1.

- 5 Hochwarmfeste Legierungen, insbesondere Superlegierungen, darunter vor allem solche mit härtenden Dispersoiden werden unter stets strengen Bedingungen betreffend Temperatur, mechanische Beanspruchung und korrosive oder oxy-
- 10 dierende Atmosphäre eingesetzt. Man versucht allgemein ihren Oxydations- und Korrosionswiderstand durch Zulegieren von geeigneten Elementen oder durch Aufbringen von Schutzschichten zu erhöhen. Diesen Massnahmen sind jedoch Grenzen gesetzt. Um beste Warmfestigkeit bei höchsten
- 15 Temperaturen zu erreichen, werden diese Werkstoffe fast ausschliesslich im grobkörnigen, bevorzugt im längsgestreckten grobkörnigen Zustand eingesetzt (E. Arzt und R.F. Singer, The effect of grain shape on stress rupture of the oxide dispersion strengthened superalloy INCONEL MA 6000, Seven Spring Conference on Superalloys, Confe-

rence Proceedings, The Metallurgical Society of AIME, 1984, pp. 367 - 376).

5 Es hat sich andererseits gezeigt, dass feinkörniges Material ein günstigeres Verhalten gegen Korrosion und Oxidation aufweist (C.S. Giggins, F.S. Pettit, "The effect of alloy grain size and surface deformation on the selective oxidation of chromium in nickelchromium alloys at temperatures of 900 and 1100°C", Trans. TMS-AIME, 245, Seite 2509, 1969).

10 In dispersionsgehärteten Legierungen wurde nach einer gewissen Zeit der Einwirkung einer oxydierenden Atmosphäre die Bildung von Poren unter der Werkstückoberfläche festgestellt. Diese unerwünschte Porenentwicklung ist unter anderem von der Gefügebildung, insbesondere
15 von der Korngrösse abhängig. Grobes Korn begünstigt die Porenbildung, feines Korn hemmt sie (J.H. Weber and P.S. Gilman, environmentally induced porosity in Ni-Cr and Ni-Cr oxide dispersion strengthened alloys, Scripta Metallurgica Vol. 18, p. 479 - 482, 1984; I.K. Glasgow,
20 G.J. Santoro, and M.A. Gedwill, "Oxidation & Hot Corrosion of Coated and Bare Oxide Dispersion Strengthened Superalloys", in Frontiers of High Temperature Materials, J. Benjamin ed. Inco. 1981).

25 In diesem Zusammenhang ist schon vorgeschlagen worden, ein Bauteil mit grobkörnigem Kern und feinkörniger Randzone zu erzeugen (Vergl. EP-A-0 115 092). Diese Möglichkeit wird jedoch nur sehr beschränkt und unvollkommen ausgenützt.

30 Es besteht daher ein grosses Bedürfnis, nach weiteren Möglichkeiten zur Verbesserung der Hochtemperaturbestän-

digkeit von Bauteilen aus Superlegierungen unter oxydierenden und korrodierenden Einflüssen.

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Erhöhung des Oxydations- und Korrosionswiderstandes von Bauteilen aus einer dispersionsgehärteten Superle-
5 gierung mittels einer Oberflächenbehandlung anzugeben, welches den monolithischen Zusammenhang nicht beeinträchtigt, sich durch optimale Eigenschaften der Oberflächenschicht auszeichnet und sich in einfacher Weise am fertig
10 geformten Bauteil wirtschaftlich durchführen lässt.

Diese Aufgabe wird durch die im kennzeichnenden Teil des Anspruchs 1 angegebenen Merkmale gelöst.

Die Erfindung wird anhand der nachfolgenden, durch Figuren näher erläuterten Ausführungsbeispiele beschrieben.

15 Dabei zeigt:

Fig. 1 ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil im Anlieferungszustand mit Behandlung der Oberflächenzone durch einen Kugelstrahl,

20 Fig. 2 ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil nach der Behandlung der Oberflächenzone durch Kugelstrahlen und nach der Rekristallisationsglühung,

25 Fig. 3 ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil im Anlieferungszustand und während der Behandlung der Oberflächenzone durch einen Laserstrahl oder einen Lichtbogen,

Fig. 4 ein Diagramm der Temperaturverteilung über den Werkstückquerschnitt bei der Wärmebehandlung und bei der Rekristallisationsglühung,

5 Fig. 5 ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil nach der Behandlung der Oberflächenzone durch Laserstrahl- oder Lichtbogenaufheizung und nach der Rekristallisationsglühung,

10 Fig. 6 ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil im Anlieferungszustand mit elektrolytisch aufgebrachteter Nickelschicht,

Fig. 7 ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil mit Nickelschicht nach einer Diffusionsglühung,

15 Fig. 8 ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil mit Nickelschicht nach einer Diffusions- und einer Rekristallisationsglühung,

Fig. 9 ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil nach einer Diffusions- und Rekristallisationsglühung, nach der Entfernung der nickelreichen Oberflächenschicht.

20 In Fig. 1 ist schematisch ein Schliffbild durch ein Bauteil im Anlieferungszustand bei der Behandlung der Oberflächenzone durch einen Kugelstrahl dargestellt. 1 ist das mittel- bis feinkörnige Werkstückgefüge im Anlieferungszustand (z.B. Strangpress- Walz- oder Schmiedeerzeug-
25 nis). Die Korngrösse ist hierbei im allgemeinen nicht sehr kritisch. Das Gefüge ist jedoch an die Bedingung gebunden, dass es genügend Triebkraft zur Grobkornbildung nach der abschliessenden Rekristallisationsglühung be-

sitzt. 2 ist ein Kugelstrahl, welcher zur Kaltverformung der Oberfläche dient, wogegen 3 die bereits durch Kugelstrahlen verformte Oberflächenzone des Werkstücks darstellt. Die Vorschubrichtung des Kugelstrahls 2 ist durch
5 einen Pfeil angedeutet.

Fig. 2 beinhaltet ein schematisches Schliffbild durch ein gemäss Fig. 1 behandeltes Bauteil, d.h. nach der Behandlung der Oberflächenzone durch Kugelstrahlen und nach einer zusätzlichen Rekristallisationsglühung. 4
10 stellt die grobkörnig rekristallisierte Kernzone, 5 die feinkörnig rekristallisierte, zuvor verformte Oberflächenzone dar.

Fig. 3 zeigt schematisch ein Schliffbild durch ein Bauteil im Anlieferungszustand und während der thermischen
15 Behandlung der Oberflächenzone. Im allgemeinen besitzt das Werkstück ein feinkörniges Gefüge. Die Kernzone 6 wird bei der Behandlung auf einer niedrigeren Temperatur gehalten, während die Oberflächenzone 7 auf eine höhere Temperatur aufgeheizt wird. Dazu wird entweder
20 ein Laserstrahl 9 (als $h\nu$ in der linken Bildhälfte angedeutet) oder ein elektrischer Lichtbogen 10 (als Strom I in der rechten Bildhälfte angedeutet) verwendet. Die Vorschubrichtung von 9 bzw. 10 ist durch je einen Pfeil angedeutet. 8 stellt die Werkstückoberfläche dar.

25 In Fig. 4 wird ein Diagramm der Temperaturverteilung über den Werkstückquerschnitt (Abszisse x) bei der Wärmebehandlung gemäss Fig. 3 und bei der Rekristallisationsglühung gezeigt. Kurve a stellt den Verlauf der Wärmebehandlungstemperatur über den Werkstückquerschnitt dar.
30 In der eigentlichen Kernzone 6 soll die Temperatur vergleichsweise niedrig, im vorliegenden Fall unter 900°C

gehalten werden. Die Oberflächenzone 7 soll auf eine noch unterhalb der Rekristallisationstemperatur liegende Temperatur, beispielsweise auf 1140°C aufgeheizt werden. Die seitliche Begrenzung des Bauteils ist durch die vertikale Werkstückoberfläche 8 angedeutet. Kurve b stellt den Verlauf der Rekristallisationstemperatur über den Werkstückquerschnitt dar, der im allgemeinen durch eine Horizontale gegeben ist.

Fig. 5 stellt ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil nach der Behandlung der Oberflächenzone gemäss Fig. 3, d.h. nach einer Laserstrahl- oder Lichtbogen-aufheizung und nach der Rekristallisationsglühung dar. Die feinkörnig rekristallisierte Oberflächenzone 5 hebt sich von der grobkörnig rekristallisierten Kernzone 4 ab.

In Fig. 6 ist schematisch ein Schliffbild durch ein Bauteil im Anlieferungszustand mit elektrolytisch aufgebrachteter Nickelschicht dargestellt. 12 ist das feinkörnige Werkstoffgefüge im Anlieferungszustand. 11 ist die in der Dicke stark übertrieben gezeichnete - elektrolytisch aufgebrachte Nickelschicht.

Fig. 7 zeigt ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil mit Nickelschicht nach einer Diffusionsglühung. 12 ist das unveränderte feinkörnige Werkstoffgefüge, 13 die an Nickel durch Diffusion angereicherte Oberflächenzone des Werkstücks.

Fig. 8 stellt schematisch ein Schliffbild durch ein Bauteil mit Nickelschicht nach einer Diffusions- und einer Rekristallisationsglühung dar. Auf die grobkörnig rekristallisierte Kernzone 4 folgt zunächst die feinkörnig

rekristallisierte Oberflächenzone 5 und zuletzt die eigentliche, nickelreiche Oberflächenschicht 14, die an der Werkstückoberfläche unter Umständen noch aus reinem Nickel bestehen kann.

- 5 In Fig. 9 ist ein schematisches Schliffbild durch ein Bauteil nach einer Diffusions- und Rekristallisationsglühung gemäss Fig. 8, nach zusätzlicher Entfernung der nickelreichen Oberflächenschicht 14 dargestellt. Die übrigen Bezugszeichen entsprechen denjenigen der Fig. 8.

10 Ausführungsbeispiel I:

Siehe Fig. 1 und 2!

- Aus einem mit mittlerer Korngrösse vorliegenden Schmiedebarren aus einer dispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung wurde ein prismatischer Probekörper von 100 mm
15 Länge, 40 mm Breite und 40 mm Dicke abgeschnitten. Die unter dem Handelsnamen MA 6000 (INCO) bekannte Legierung hatte die nachfolgende Zusammensetzung:

	Ni	≈	69	Gew.-%
	Cr	=	15	Gew.-%
20	W	=	4,0	Gew.-%
	Mo	=	2,0	Gew.-%
	Al	=	4,5	Gew.-%
	Ti	=	2,5	Gew.-%
	Ta	=	2,0	Gew.-%
25	C	=	0,05	Gew.-%
	B	=	0,01	Gew.-%
	Zr	=	0,15	Gew.-%
	Y ₂ O ₃	=	1,1	Gew.-%

- Die Oberflächenzone 3 einer Längsseite des prismatischen
30 Körpers wurde auf ihrer ganzen Breite und über eine

Länge von 60 mm mit einem Kugelstrahl 2 verformt. Der Druck beim Kugelstrahlen betrug 0,8 MPa, der Durchmesser der Stahlkugeln 0,3 bis 0,6 mm, die Strahlzeit insgesamt für die ganze Fläche 5 min. Nach dem Kugelstrahlen wurde
5 der Körper während 1 h bei einer Temperatur von 1280°C geglüht. Die grobkörnig rekristallisierte Kernzone 4 wies stengelartig gestreckte Kristallite von 12 bis 15 mm Länge und 4 bis 6 mm Breite auf, während die feinkörnig rekristallisierte Oberflächenzone 5 von 200 µm Tiefe
10 eine durchschnittliche Korngrösse von weniger als 2 µm zeigte.

In der beschriebenen Weise können feinkörnige Oberflächenzonen 5 von ca. 100 bis 200 µm Dicke hergestellt werden. Die Betriebsparameter für das Kugelstrahlen variieren
15 je nach zu behandelnder Legierung, Gefügezustand des Ausgangsmaterials und Dicke der herzustellenden feinkörnigen Oberflächenzone.

Ausführungsbeispiel II:

Aus einem feinkörnigen Blech aus einer dispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung wurde ein rechteckiges Stück mit den Dimensionen 4 x 100 x 30 mm herausgeschnitten. Der unter dem Handelsnamen MA 754 (INCO) laufende Werkstoff hatte folgende Zusammensetzung:

	Ni	≈	78	Gew.-%
25	Cr	=	20	Gew.-%
	C	=	0,05	Gew.-%
	Al	=	0,3	Gew.-%
	Ti	=	0,5	Gew.-%
	Fe	=	1,0	Gew.-%
30	Y ₂ O ₃	=	1,0	Gew.-%

Der Blechabschnitt wurde einem einmaligen Kaltwalzprozess unterworfen, wobei eine totale Dickenabnahme von ursprünglich 4 mm auf 3,9 mm (2,5 %) eingestellt wurde. Diese Kaltverformung fand überwiegend in den Oberflächenzonen des Bleches statt. Nach dem Kaltwalzen wurde der Blechabschnitt während 1/2 h einer Rekristallisationsglühung bei einer Temperatur von 1330°C ausgesetzt. Die grobkörnig rekristallisierte Kernzone zeigte längsgestreckte Kristallite von durchschnittlich 6 bis 8 mm Länge, 2 mm Breite und 1 mm Dicke, während die feinkörnig rekristallisierten Oberflächenzonen von 150 µm Tiefe Korngrößen von 2 bis 5 µm aufwiesen.

Der Kaltverformungsgrad beim Walzen, Rollen, Drücken etc. kann in vorteilhafter Weise derart eingestellt werden, dass er für derartige blech-, band- und tafelförmige Werkstücke ca. 2 bis 5 % Dickenabnahme entspricht.

Ausführungsbeispiel III:

Vergleiche Fig. 3, linke Seite und Fig. 4 und 5!

Aus einer durch Warmstrangpressen hergestellten Rundstange von 40 mm Durchmesser wurde ein Werkstück von 100 mm Länge abgesägt. Das Material war die in Beispiel I angegebene Nickelbasis-Superlegierung mit dem Handelsnamen MA 6000. Die Oberfläche 8 (Mantelfläche) des Werkstücks wurde während 10 min einem Laserstrahl 9 ausgesetzt, so dass sich schliesslich eine gemäss Kurve a, Fig. 4 verlaufende Temperaturverteilung einstellte. Die sich auf niedrigerer Temperatur befindliche Kernzone 6 (ca. 800 bis 1000°C, im Mittel etwa 900°C) hebt sich gegenüber der auf höherer Temperatur befindlichen Oberflächenzone 7 (max. ca. 1140°C) ab. Um einen schädlichen Temperatúrausgleich zu vermeiden, wurde das Werkstück nach dieser Wärmebehandlung rasch auf Raumtemperatur

abgekühlt. Die anschliessende Rekristallisationsglühung bei einer Temperatur von 1280°C (Kurve b in Fig. 4) ergab das in Fig. 5 gezeigte Bild.

Ausführungsbeispiel IV:

- 5 Vergleiche Fig. 3, rechte Seite und Fig. 4 und 5!
Ein Werkstück gleicher Dimension und Zusammensetzung wie in Beispiel III angegeben, wurde während 15 min mit einem elektrischen Lichtbogen 10 beaufschlagt. Die Intensität des Lichtbogens und der Vorschub wurden so eingestellt, dass ungefähr das in Fig. 4 dargestellte Temperaturprofil erreicht wurde. Die Rekristallisationsglühung bei einer Temperatur von 1280°C ergab die gleichen Resultate wie unter Beispiel III.

- 15 Die in den Beispielen III und IV angegebenen Werte für die Wärmebehandlung der Oberflächenzone können je nach Werkstückabmessungen und Intensität der Energiequelle leicht variieren. Für die besagte Legierung sollte die Temperatur im Bereich von 1140 bis 1150°C, die Zeitdauer bei ca. 10 bis 30 min liegen.

20 Ausführungsbeispiel V:

- Vergleiche Figuren 6, 7, 8 und 9!
Aus dem Werkstoff mit der Bezeichnung MA 6000 wurde eine Turbinenschaufel gefertigt (Werkstückgefüge 12 in feinkörnigem Zustand). Das als Tragflügelprofil ausgelegte
25 Schaufelblatt hatte eine Länge von 220 mm, eine Breite von 70 mm und eine Profiltiefe von 18 mm, bei einer max. Dicke von 12 mm. Das Bauteil wurde zunächst gereinigt, entfettet und hierauf in ein elektrochemisches Nickelbad eingehängt. Auf galvanische Weise wurde auf der Ober-
30 fläche eine Nickelschicht 11 von 50 µm Dicke aufgebracht. Dann wurde das Werkstück während 6 h einer Diffusions-

glühung unter Schutzgasatmosphäre bei einer Temperatur von 1020°C unterworfen. Hierbei entstand die an Nickel angereicherte Oberflächenzone 13. Die Diffusion von Nickel in den Grundwerkstoff verursachte ein gewisses Kornwachstum, welches durch die Dicke der Nickelschicht, die Diffusionstemperatur und die Diffusionszeit beeinflusst werden kann. Die Diffusionsschicht erreichte im vorliegenden Fall eine Dicke von durchschnittlich 200 μm . Das kontrollierte Kornwachstum während des Diffusionsprozesses hatte zur Folge, dass die nachträglich gemäss Beispiel I bei 1280°C/1 h durchgeführte Rekristallisationsglühung eine grobkörnig rekristallisierte Kernzone 4 ergab, während die Oberflächenzone 5 feinkörnig anfiel. Zu äusserst war noch eine dünne, unverändert vorliegende nickelreiche Oberflächen-
5
10
15
20
25
30
Oberflächenschicht 14 als Rest vorhanden. Diese Oberflächen-
schicht 14 wurde schliesslich auf elektrolytischem Wege entfernt (Siehe Fig. 9).

Nickelschichten 11 können vorteilhafterweise eine Dicke von 10 bis 50 μm aufweisen. Die Diffusionsglühung für den Werkstoff MA 6000 kann bei Temperaturen zwischen ca. 1000 und 1050°C während ca. 4 bis 10 h durchgeführt werden.

Die Erfindung ist nicht auf die Ausführungsbeispiele beschränkt.

25 Die Kaltverformung der Oberfläche kann ausser durch Kugelstrahlen, Oberflächenwalzen und Drücken, durch Ziehen, Aufdornen (bei Hohlkörpern) oder auf irgend eine andere, an sich bekannte Art und Weise erfolgen. Die Rekristallisationsglühung ist im Bereich zwischen Rekristallisa-
30 tions- und Solidustemperatur durchzuführen.

Bei der Oberflächenbehandlung durch Erhitzen der Ober-

flächenszone soll deren Temperatur ca. 100 bis 140°C unterhalb der Rekristallisationstemperatur liegen, während die eigentliche, zur Grobkorn-Rekristallisation zu veranlassende Kernzone möglichst kalt, jedenfalls unter
5 900°C gehalten werden soll.

P a t e n t a n s p r ü c h e

1. Verfahren zur Erhöhung des Oxydations- und Korrosionswiderstandes eines Bauteils aus einer dispersionsgehärteten Superlegierung durch eine Oberflächenbehandlung, dadurch gekennzeichnet, dass, unabhängig vom
5 Gefügezustand des Ausgangsmaterials, das Bauteil einer Oberflächenbehandlung durch Kaltverformen unterworfen wird, wobei der Kaltverformungsgrad in der Oberflächenzone (3, 5) derart gewählt wird, dass bei der nachfolgenden Wärmebehandlung die verfügbare Triebkraft
10 zu einem feinkörnigen Gefüge führt, während die Kernzone (4) zur Grobkornbildung gezwungen wird, und dass das Bauteil einer Rekristallisationsglühung im Temperaturbereich oberhalb der Rekristallisations- und unterhalb der Solidustemperatur unterworfen wird.
- 15 2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Kaltverformung der Oberflächenzone (3, 5) durch einen Kugelstrahl (2) durchgeführt wird.
3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Kaltverformung der Oberflächenzone (5) durch
20 Oberflächenwalzen oder Drücken durchgeführt wird.
4. Verfahren zur Erhöhung des Oxydations- und Korrosionswiderstandes eines Bauteils aus einer dispersionsgehärteten Superlegierung, durch eine Oberflächenbehandlung, dadurch gekennzeichnet, dass, ausgehend von
25 einem feinkörnigen Gefügezustand des zuvor warmgekneteten Ausgangsmaterials, das Bauteil einer nur in seiner Oberflächenzone (7) wirksamen Erhitzung auf eine zwischen 100 und 140°C unterhalb der Rekristallisationstemperatur des Werkstoffs liegenden Temperatur
30 durch Einwirken eines Laserstrahls (9) oder eines

elektrischen Lichtbogens (10) unterworfen wird, wobei seine Kernzone (6) auf einer Temperatur von weniger als 900°C gehalten wird, dass das Bauteil abgekühlt und anschliessend auf eine Temperatur oberhalb der
5 Rekristallisationstemperatur erhitzt wird, wobei die Kernzone (4) zur Grobkornbildung gezwungen wird, während die Oberflächenzone (5) mangels Triebkraft an der sekundären Rekristallisation gehindert und dazu gezwungen wird, den ursprünglichen feinkörnigen Zu-
10 stand beizubehalten.

5. Verfahren zur Erhöhung des Oxydations- und Korrosionswiderstandes eines Bauteils aus einer dispersionsgehärteten Superlegierung durch eine Oberflächenbehandlung, dadurch gekennzeichnet, dass, ausgehend von
15 einem feinkörnigen Gefügestand des zuvor warmgekneteten Ausgangsmaterials, das Bauteil mit einer galvanisch aufzubringenden Nickelschicht (1) von 10 bis 50 μm Dicke versehen und anschliessend auf eine unterhalb der Rekristallisationstemperatur des Werk-
20 stoffs liegende Temperatur zwecks Diffusion des Nickels ins Innere und Erzeugung einer an Nickel angereicherten Oberflächenzone (13) erhitzt wird, dass das Bauteil abgekühlt und hierauf auf eine Temperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur erhitzt wird, wobei
25 die Kernzone (4) zur Grobkornbildung gezwungen wird, während die Oberflächenzone (5) mangels Triebkraft an der sekundären Rekristallisation gehindert und dazu gezwungen wird, den ursprünglichen feinkörnigen Zustand beizubehalten.

FIG.1 1/3

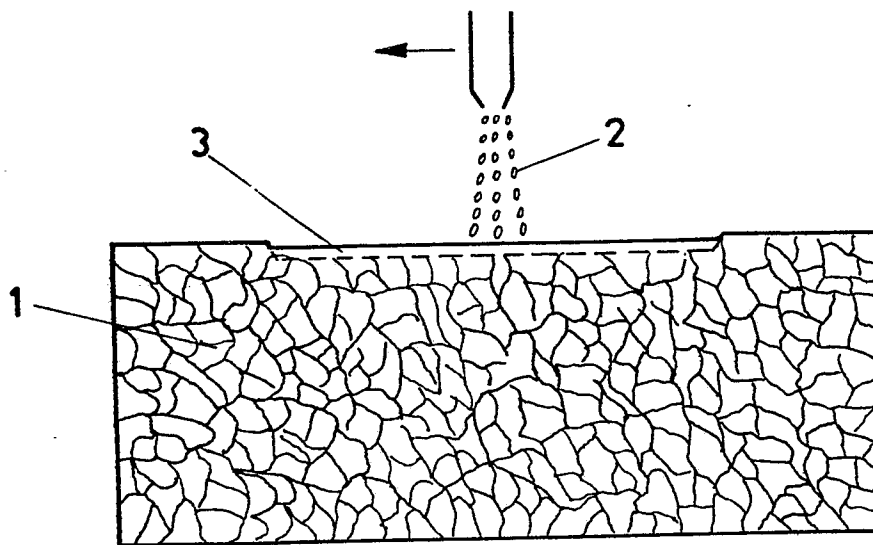


FIG.2

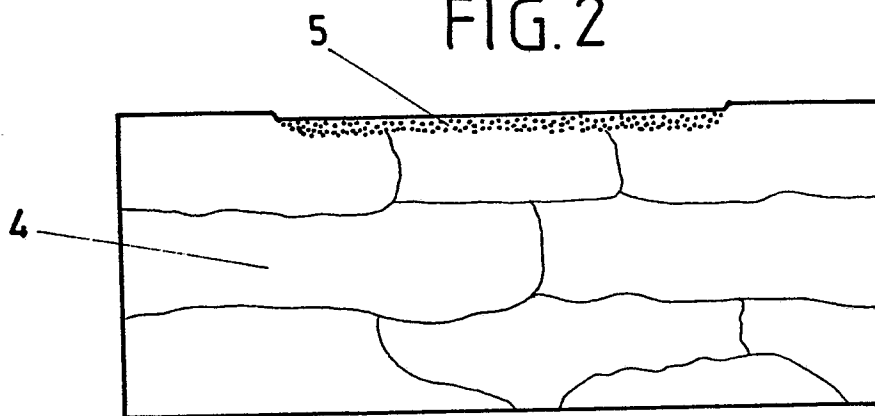


FIG.3

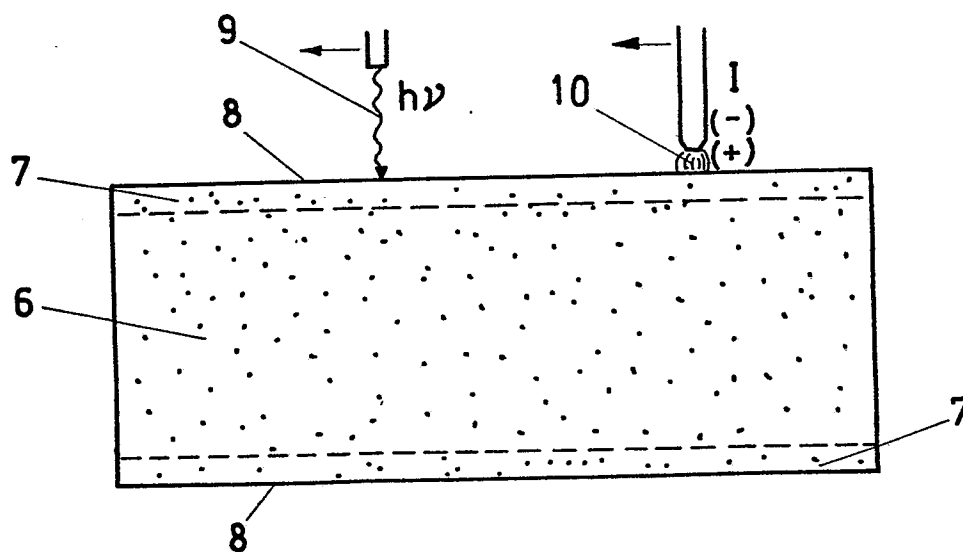


FIG.4 2/3

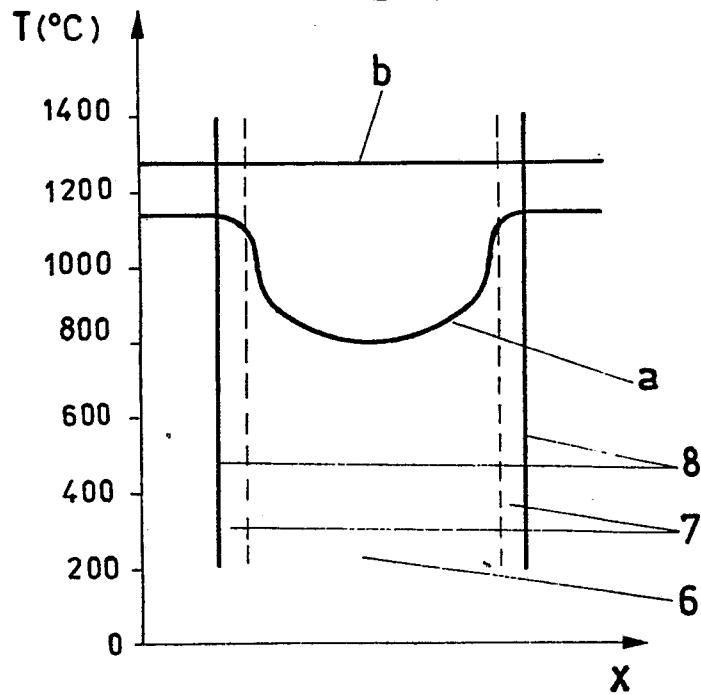


FIG.5

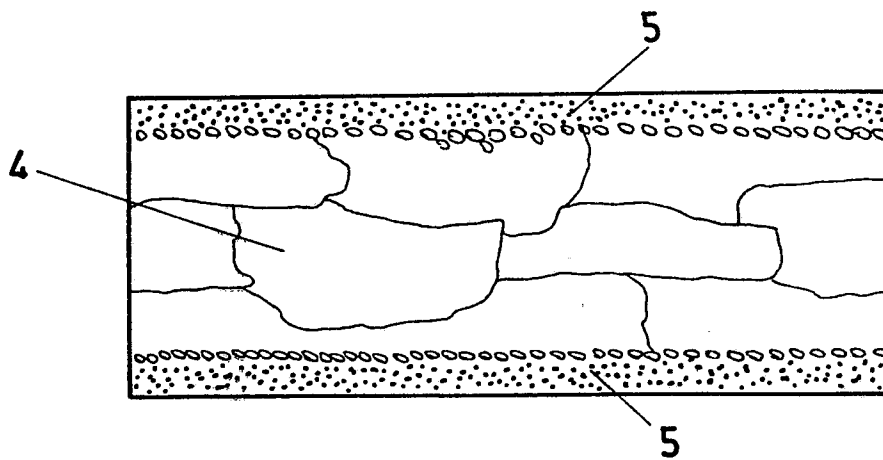
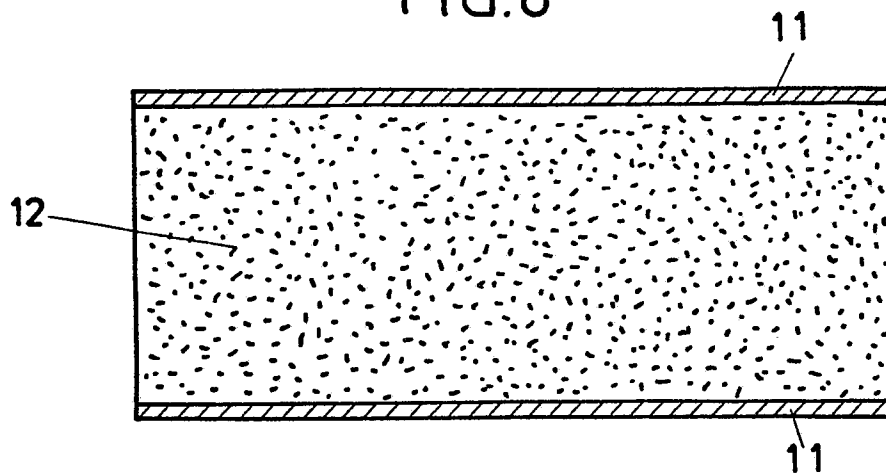


FIG.6



3/3 FIG.7

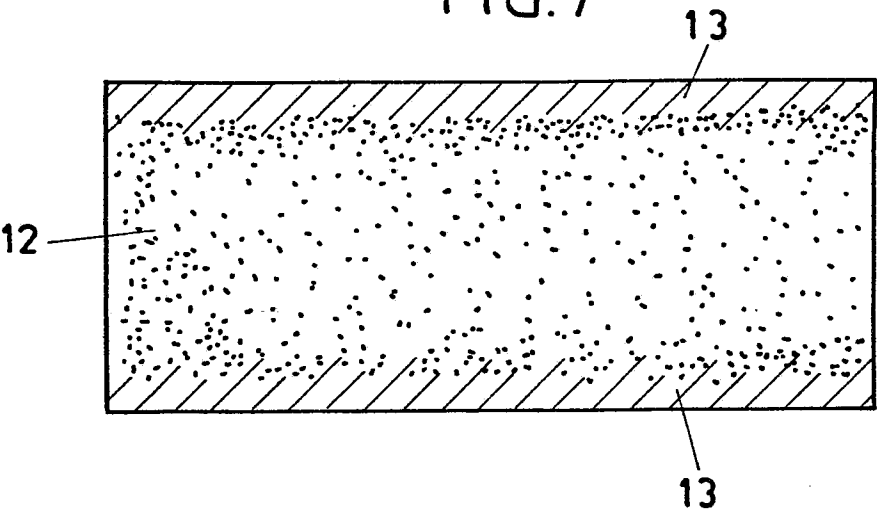


FIG.8

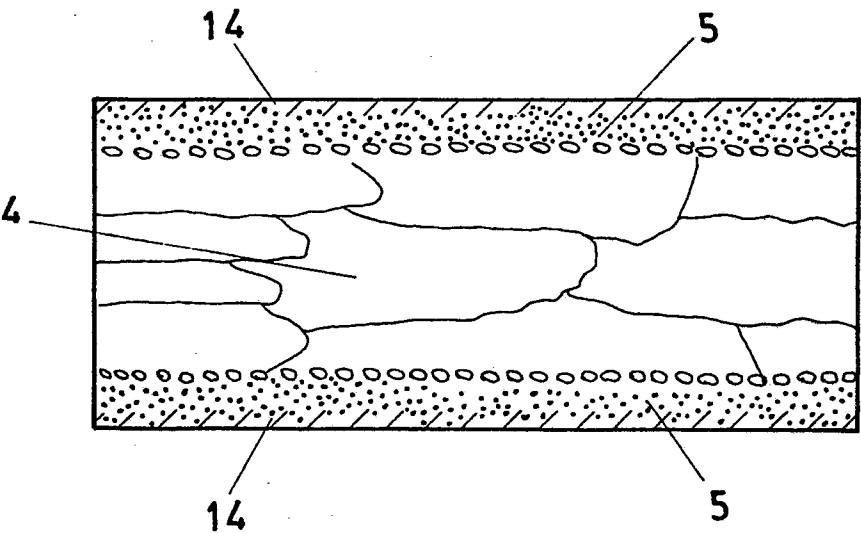
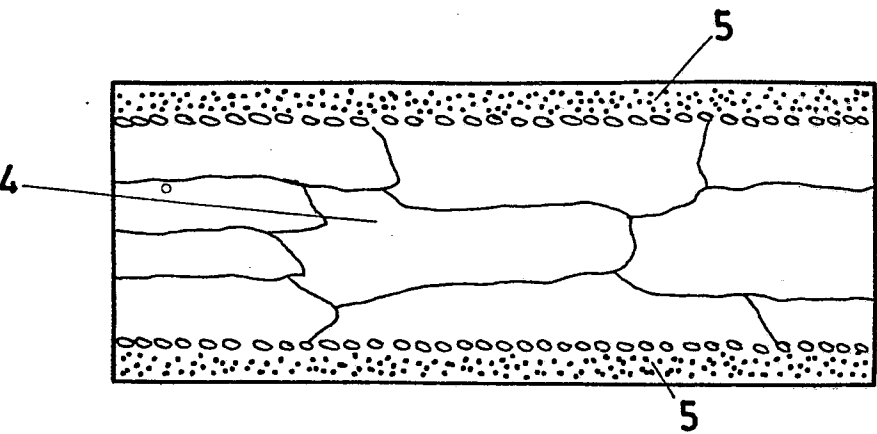


FIG.9





Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

0196447

Nummer der Anmeldung

EP 86 10 2345

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int. Cl. 4)
A	US-A-3 366 515 (FRASER et al.) * Patentansprüche 1-13 *	1	C 22 F 1/10 C 22 F 1/00 C 22 F 3/00
A	FR-A-2 444 086 (WESTINGHOUSE ELECTRIC CORP.) * Patentansprüche 1,2,5 * & GB - A - 2 043 116 & DE - A - 2 949 673 & US - A - 4 401 480	1	
A	HIGH TEMPERATURE TECHNOLOGY, Band 3, Nr. 1, Februar 1985, Seiten 29-33, Butterworth & CO (Publishers) Ltd; M.F. CHEN et al.: "Elimination of μ phase and improvement of hot corrosion resistance of a nickel-base superalloy by laserglazing" * Insgesamt *	1,4	
A	DE-A-2 951 102 (GENERAL ELECTRIC CY) * Patentansprüche 1,2 *	1,4	
A	DE-A-2 740 569 (FORD-WERKE A.G.) * Patentansprüche 1,4,6 *	1,4	
A,D	EP-A-0 115 092 (BBC AKTIENGESELLSCHAFT BROWN BOVERI & CIE) * Patentansprüche 1,3,7 *	1	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort DEN HAAG		Abschlußdatum der Recherche 24-06-1986	Prüfer LIPPENS M.H.
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus andern Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			