

(19)



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

(11)

Veröffentlichungsnummer:

**0 318 887
A1**

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(21)

Anmeldenummer: **88119778.4**

(51)

Int. Cl.4: **C22F 1/10**

(22)

Anmeldetag: **28.11.88**

(30)

Priorität: **01.12.87 CH 4674/87**

(43)

Veröffentlichungstag der Anmeldung:
07.06.89 Patentblatt 89/23

(84)

Benannte Vertragsstaaten:
CH DE GB LI NL

(71)

Anmelder: **BBC Brown Boveri AG**
Haselstrasse
CH-5401 Baden(CH)

(72)

Erfinder: **Ebeling, Wilhelm**
Limmatauweg 4
CH-5400 Ennetbaden(CH)
Erfinder: **Nazmy, Mohamed Yousef, Dr.**
Zelglistrasse 30
CH-5442 Fislisbach(CH)
Erfinder: **Staubli, Markus**
Haushalde 9
CH-5605 Dottikon(CH)

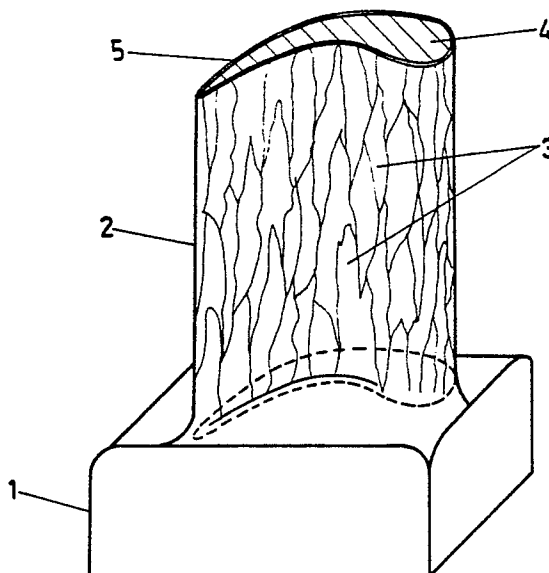
(54)

Verfahren zur Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit und Verminderung der Rissanfälligkeit bei hohen Temperaturen eines Werkstücks aus einer oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung.

(57)

Die Ermüdungsfestigkeit bei hohen Temperaturen und beim Durchlaufen eines Temperaturzyklus eines aus einer oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung bestehenden Werkstücks (2) wird durch Verbesserung der Duktilität seiner Oberflächenzone (5) erhöht, indem letztere bis auf eine Tiefe von mindestens 100 μm um mindestens einen Betrag, der einer plastischen Dehnung von 2 % entspricht, bei Raumtemperatur kaltverformt wird. Gleichzeitig wird die Rissanfälligkeit bei hohen Temperaturen vermindert.

Fig.4



EP 0 318 887 A1

VERFAHREN ZUR ERHÖHUNG DER ERMÜDUNGSFESTIGKEIT UND VERMINDERUNG DER RISSANFÄLLIGKEIT BEI HOHEN TEMPERATUREN EINES WERKSTÜCKS AUS EINER OXYDDISPERSIONSGEHÄRTETEN NICKELBASIS-SUPERLEGIERUNG

TECHNISCHES GEBIET

5 Oxyddispersionsgehärtete Superlegierungen auf der Basis von Nickel, welche dank ihrer hervorragenden mechanischen Eigenschaften bei hohen Temperaturen beim Bau thermischer Maschinen Verwendung finden. Bevorzugte Verwendung als Schaufelwerkstoff für Gasturbinen.

Die Erfindung bezieht sich auf die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierungen mit insgesamt optimalen Eigenschaften bezüglich Hochtemperaturfestigkeit, Langzeitstabilität, Duktilität und Lebensdauer. Dabei spielen die die Ermüdung, das Kriechverhalten und die Neigung zur Versprödung regierender Mechanismen beim Durchlaufen von Temperatur- und Belastungszyklen eines Bauteils eine wesentliche Rolle.

Insbesondere betrifft sie ein Verfahren zur Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit und Verminderung der Rissanfälligkeit bei hohen Temperaturen und beim Durchlaufen eines Temperaturzyklus eines Werkstücks
15 aus einer oxyddispersionsgehärteten, in Form von groben längsgerichteten Stengelkristallen oder in Form eines Einkristalls vorliegenden Nickelbasis-Superlegierung.

STAND DER TECHNIK

20

Gasturbinenschaufeln sind im Betrieb einer komplizierten thermischen und mechanischen Beanspruchung ausgesetzt. Die stark wechselnde Belastung und das Abstellen und wieder Anfahren der Gasturbine stellt an die Schaufeln extrem hohe Anforderungen. Der Schaufelwerkstoff wird auf Kriechen, statische und
25 dynamische Spannungen, auf verschiedene Arten der Ermüdung und Thermoschock in einem weiten Temperaturbereich beansprucht. Dabei zeigt sich, dass die bei kleinen Lastwechselzahlen aber grossen Amplituden bei den mechanisch und thermisch durchlaufenen Zyklen auftretende Ermüdung besonders gefährlich ist und die Lebensdauer des Werkstücks in scheinbar unverhältnismässiger Weise herabsetzt.

Diese Erscheinungen sind weitgehend durch mangelhafte Duktilität der Werkstoffe in einem kritischen
30 Temperaturbereich bedingt. Es kommt zu Dislokationen im Kristallverband, die nicht ausgeheilt werden und zu nachteiligen irreversiblen Veränderungen führen, die vom Werkstoff nicht beliebig lang ertragen werden. Vergl. "Thermal fatigue of materials and components" ASTM Special technical publication 612, Symposium Philadelphia, 17. - 18. Nov. 1975.

Die hochwarmfesten oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierungen zeichnen sich insbesondere im Zustand grober, längsgerichteter Stengelkristalle durch geringe Duktilität, vor allem in der Querrichtung der Kristalle aus. Es konnte gezeigt werden, dass die Rissbildung unter Ermüdungsbeanspruchung bei hohen Temperaturen und beim Durchlaufen eines kritischen Temperaturbereiches stets ihren
35 Anfang an der Oberfläche des Werkstücks nimmt (vgl. "Thermal fatigue of materials and components", S. 123-140). Die Eigenschaften und das Verhalten der Oberflächenzone der hochbeanspruchten Gasturbinenschaufel sind somit für deren Lebensdauer von ausschlaggebender Bedeutung.

40

DARSTELLUNG DER ERFINDUNG

45

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit und Verminderung der Rissanfälligkeit bei hohen Temperaturen und beim Durchlaufen von kritischen Temperatur- und Lastzyklen eines Werkstücks aus einer oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung anzugeben. Das Verfahren soll einfach und kostengünstig sein und sich auf beliebig geformte
50 Werkstücke anwenden lassen.

Diese Aufgabe wird dadurch gelöst, dass im eingangs erwähnten Verfahren die Duktilität der Oberflächenzone des Werkstücks erhöht wird, indem sie bis auf eine Tiefe von mindestens 100 μm um mindestens einen Wert, der einer plastischen Dehnung von 2 % entspricht, bei Raumtemperatur kaltver-

formt wird.

Es wurde beobachtet, dass in einer oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung eine plastische Vordehnung (Kaltverformung) bei Raumtemperatur die Bruchdehnung unter Kriechbeanspruchung bei höheren Temperaturen hinaufsetzt. Dies kann als Mass für die Verformbarkeit des Werkstoffs d.h. seiner
 5 Duktilität betrachtet werden. Damit wird der im Anlieferungszustand (meist grobkristallin) sonst hochwarmfeste, aber spröde Werkstoff befähigt, Spannungsspitzen abzubauen und sonst irreversible Verschiebungen in der Kristallstruktur plastisch aufzunehmen und auszuheilen. Diese Erholung ist für das Langzeitverhalten im Betrieb ausschlaggebend. Gleichzeitig mit der Erhöhung der Duktilität geht natürlich ein Verlust an
 10 Festigkeit einher: Die Zeit bis zum Erreichen der Bruchdehnung unter Kriechbeanspruchung wird drastisch herabgesetzt. Da jedoch nur eine dünne Oberflächenzone von diesem Abfall der Warmfestigkeit betroffen ist, fällt dies praktisch nicht ins Gewicht. Der Gewinn durch die wirksame Herabsetzung der Rissanfälligkeit des Werkstücks überwiegt.

15

WEG ZUR AUSFÜHRUNG DER ERFINDUNG

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

20 , Dabei zeigt:

Fig. 1 ein Diagramm mit dem Verlauf der Bruchdehnung δ_R beim Kriechversuch in Funktion der Kaltverformung (Vordehnung ϵ),

Fig. 2 ein Diagramm mit dem Verlauf der Zeit t_R bis zum Bruch beim Kriechversuch in Funktion der Kaltverformung (Vordehnung ϵ),

25 Fig. 3 ein schematisches Diagramm der Kriechkurven Dehnung in Funktion der Zeit für verschiedene Grade der Kaltverformung (Vordehnung ϵ),

Fig. 4 eine schematische perspektivische Darstellung einer im Schaufelblatt quer durchgeschnittenen Gasturbinenschaufel,

30 Fig. 5 ein Diagramm der Prüfbedingungen Belastung und Temperatur in Funktion der Zeit für die Durchführung der Versuche "thermische Ermüdung".

In Fig. 1 ist ein Diagramm dargestellt, in dem der Verlauf der beim Kriechversuch erhaltenen Bruchdehnung in Funktion des Kaltverformungsgrades dargestellt ist. Das Diagramm bezieht sich auf die oxyddispersionsgehärtete Nickelbasis-Superlegierung mit der Handelsbezeichnung MA 6000 von INCO mit
 35 folgender Zusammensetzung:

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

50 Die Legierung lag in Form grober, längsgerichteter Stengelkristalle von durchschnittlich 15 mm Länge, 3,5 mm Breite und 1,5 mm Dicke vor. Der Kaltverformungsgrad ist auf der Abszisse in Form der plastischen Vordehnung ϵ unter Zugbeanspruchung aufgetragen. Die Kriechversuche wurden bei der konstanten Temperatur von 950 °C unter der konstanten Zugbeanspruchung von 230 MPa durchgeführt. Auf der Ordinate ist die jeweilige Bruchdehnung δ_R beim Zerreißen der Proben aufgetragen. Die Erhöhung von δ_R
 55 in Funktion der Vordehnung ϵ ist markant. Sie ist ein Mass für die Duktilität des Werkstoffs in diesem Zustand, was völlig überrascht, da vergleichsweises nichtdispersionsgehärtete Superlegierungen das gegenteilige Verhalten zeigen.

Fig. 2 stellt ein Diagramm dar, in dem der Verlauf der Zeit t_R bis zum Bruch beim Kriechversuch in

Funktion des Kaltverformungsgrades (Vordehnung ϵ) aufgetragen ist. Oberhalb einer Vordehnung von 2,5 % bricht die Probe unter der Belastung von 230 MPa bei 950 °C in kürzester Zeit: Es ist praktisch keine Kriechfestigkeit mehr vorhanden und man hat eigentlich die Bedingungen des Kurzzeit-Zerreissversuchs bei erhöhter Temperatur vor sich. Dabei verhält sich der Werkstoff vollkommen duktil, ganz im Gegensatz zu seinen Eigenschaften als warmfeste Legierung im Ausgangszustand. Das extrem plastische Verhalten des Werkstoffs in diesem veränderten Zustand erlaubt es ihm, Spannungsspitzen abzubauen und im Betrieb ansonst gefährliche, zu Rissbildung führende Verformungen aufzunehmen.

In Fig. 3 ist ein Diagramm der Kriechkurven dargestellt. Als Parameter ist die Vordehnung ϵ in % angegeben. Zwischen der bei Bruch erreichten Zeit und der entsprechenden Bruchdehnung besteht unter Berücksichtigung verschieden hoher Vordehnung ein nahezu linearer Zusammenhang bis zu einer kritischen Vordehnung von ca. 2,5 %. Wird die Vordehnung ϵ weiter erhöht (in diesem Diagramm nicht eingezeichnet), so erhöht sich nur noch die Bruchdehnung δ_R (siehe Fig. 1), die Zeit t_R bis zum Bruch spielt praktisch keine Rolle mehr (Kurzzeitversuch). Bei einer Vordehnung ϵ von ca. 3 % ist die plastische Kaltverformbarkeit des Werkstoffs im Zustand grober Stengelkristalle erschöpft. Eine weiter getriebene Kaltverformung würde zum Bruch führen.

Fig. 4 bezieht sich auf eine schematische perspektivische Darstellung einer Gasturbinenschaufel, deren Schaufelblatt quer durhgeschnitten ist, um den Querschnitt zu zeigen. 1 ist der Schaufelfuss, 2 das Schaufelblatt, dessen längsgerichtete Stengelkristalle 3 (beispielsweise durch Makroätzung) sichtbar gemacht sind. 4 zeigt den unverformten Kern im Querschnitt (ungeätzt). 5 ist die (beispielsweise durch Kugelstrahlen oder Rollen) kaltverformte Oberflächenzone.

In Fig. 5 ist ein Diagramm der Prüfbedingungen für die Versuche "thermische Ermüdung" dargestellt. Im oberen Teil ist mit Kurve "a" der Verlauf der dem Prüfkörper aufgedrückten Spannung σ (als Zugspannung mit +-Zeichen, als Druckspannung mit --Zeichen) in Funktion der Zeit t , im unteren Teil mit Kurve "b" derjenige der Temperatur T in Funktion der Zeit t aufgezeichnet. Die Zyklen laufen im vorliegenden Beispiel synchron. Ausserdem befindet sich der Abschnitt mit der maximalen Zugspannung in Phase mit der maximalen Temperatur, derjenige mit der maximalen Druckspannung in Phase mit der minimalen Temperatur.

Für die Durchführung derartiger Prüfungen auf "thermische Ermüdung" können selbstverständlich prinzipiell noch andere Programme gefahren werden: Zum Beispiel: Isotherm, verschobene Phasen, Gegenphase, asynchrone Zyklen etc.

AUSFÜHRUNGSBEISPIEL 1:

Aus einer oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung mit dem Handelsnamen MA 6000 von INCO wurden plättchenförmige Prüfkörper mit den Abmessungen 15 mm x 40 mm x 2,5 mm herausgearbeitet. Die Legierung lag im grobkörnigen Zustand längsgerichteter Stengelkristalle vor und hatte die nachfolgende Zusammensetzung:

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

Die Plättchen wurden nun in unterschiedlichem Masse kaltverformt, indem sie in der Längsrichtung einer Zugbeanspruchung unterworfen wurden. Die verschiedenen Plättchen wurden plastisch um den Wert ϵ = 1 %; 2,5 % und 3 % vorgedehnt (gererkt). Nun wurden die Plättchen einem Kriechversuch unterworfen: Unter einer konstanten Zugbelastung von 230 MPa und einer Temperatur von 950 °C wurde sowohl die Bruchdehnung δ_R wie die Zeit t_R bis zum Bruch der Probe bestimmt. Die Resultate sind aus den Figuren 1, 2 und 3 ersichtlich. Daraus kann entnommen werden, dass eine Vordehnung von ca. 2 % die Bruchdehnung

δ_R auf beinahe den 3fachen Wert der unbehandelten Probe erhöht. Andererseits fällt die Zeit t_R bis zum Eintreten des Bruchs auf weniger als die Hälfte ab. Da die Bruchdehnung δ_R ein Mass für die Duktilität, d.h. für das Verformungsvermögen ist, konnte daraus geschlossen werden, dass die Rissanfälligkeit eines Bauteils im Betrieb unter wechselnden Bedingungen deutlich verringert werden kann. Bei Kaltverformungsgraden die einer Vordehnung ϵ von mehr als 2,5 % entsprechen, nahm das Material Praktisch "pseudo-superplastischen" Charakter an: Die Proben brachen in sehr kurzer Zeit und wiesen Bruchdehnungen δ_R von über 10 % auf. Es versteht sich von selbst, dass damit die Warmfestigkeit des Werkstoffs sozusagen aufgehoben war und dass aus dieser Erkenntnis heraus unbedingt vermieden werden muss, dass Werkstücke über den ganzen tragenden Querschnitt während der Herstellung oder im Betrieb um die oben angegebenen ϵ -Werte kaltverformt werden.

AUSFÜHRUNGSBEISPIEL 2:

Aus der Legierung MA 6000 (Zusammensetzung siehe oben !) im Zustand längsgerichteter Stengelkristalle wurden zylindrische Prüfkörper herausgearbeitet. Die Zylinderachse verlief parallel zur Längsrichtung der Kristalle. Die Prüfkörper hatten einen Durchmesser von 5 mm und eine Länge von 25 mm. Sie wurden auf einer Drehbank derart gerollt, dass die Oberflächrenzzone bis auf eine Tiefe von ca. 100 μm um durchschnittlich 2 % kaltverformt wurde. Dementsprechend bestand der gesamte Querschnitt von 19,0 mm^2 zu 92 % (18,03 mm^2) aus dem unverformten Kern und zu 8 % (1,57 mm^2) aus der verformten Oberflächenzone.

Die Prüfkörper wurden nun einem Ermüdungsversuch unterworfen, wobei gleichzeitig die Temperatur und die Belastung periodisch und synchron nach dem Schema der Fig. 5 verändert wurden. Dementsprechend lag die Zugspannung in Phase mit der oberen Grenztemperatur, die Druckspannung dagegen in Phase mit der unteren Grenztemperatur. Die Belastung wurde so eingestellt, dass im jeweiligen Prüfkörper eine maximale Zugspannung von 100 MPa bei 900 °C mit einer maximalen Druckspannung von 100 MPa bis 300 °C abwechselte.

Der ganze Zyklus dauerte 10 min und wurde nach folgendem Schema durchgeführt:

30	- Aufheizen von 300 °C auf 900 °C bei gleichzeitigem Spannungswechsel von -100 MPa auf +100 MPa:	1 min
	- Halten bei 900 °C und +100 MPa:	4 min
35	- Abkühlen von 900 °C auf 300 °C bei gleichzeitigem Spannungswechsel von +100 MPa auf -100MPa:	1 min
	- Halten bei 300 °C und -100 MPa:	4 min
40	Total Zyklus:	<u>10</u> min

Die unbehandelten Vergleichsproben brachen unter den genannten Bedingungen nach durchschnittlich 800 bis 1200 Lastwechseln, während die Probekörper mit kaltverformter Oberflächenzone 5000 und mehr Lastwechsel bis zum Bruch aushielten.

Die Versuche wurden bei anderen Temperaturgrenzen und unter anderen Belastungen wiederholt. Es konnte gezeigt werden, dass die Proben mit kaltverformter Oberflächenzone in jedem Fall eine um den Faktor 4 bis 6 höhere Lebensdauer (gemessen an der Anzahl der Lastwechsel) aufwiesen.

AUSFÜHRUNGSBEISPIEL 3:

Aus einer oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung wurden zylindrische Prüfkörper herausgearbeitet. Die Legierung lag in grobkörnigem Zustand längsgerichteter Stengelkristalle vor und hatte die nachfolgende Zusammensetzung:

Cr =	20,0 Gew.-%
Al =	6,0 Gew.-%
Mo =	2,0 Gew.-%
W =	3,5 Gew.-%
Zr =	0,19 Gew.-%
B =	0,01 Gew.-%
C =	0,01 Gew.-%
Y ₂ O ₃ =	1,1 Gew.-%
Ni =	Rest

Die Prüfkörper hatten einen Durchmesser von 6 mm und eine Länge von 35 mm. Sie wurden rundherum während 6 min unter einem Strahldruck von 8 bar kugelgestrahlt. Die verwendeten Stahlkugeln hatten einen Durchmesser von 0,3 bis 0,5 mm. Durch diese Behandlung wurde die Oberflächenzone bis auf eine Tiefe von ca. 150 µm um durchschnittlich 2,5 % kaltverformt. Der gesamte Querschnitt von 28,4 mm² bestand zu 90 % (25,57 mm²) aus dem unverformten Kern und zu 10 % (2,83 mm²) aus der kaltverformten Oberflächenzone.

Die Probekörper wurden einem ähnlichen Ermüdungsversuch wie unter Beispiel 2 angegeben unterworfen. Der gesamte Zyklus dauerte jedoch 20 min statt 10 min (vgl. Fig. 5). Die Aufheiz- und Abkühlzeiten dauerten jeweils 4 min, die Haltezeiten 6 min. Die obere Temperaturgrenze war 980 °C, die untere 350 °C. Im jeweiligen Prüfkörper herrschte eine maximale Zugspannung von 150 MPa bei der hohen und eine maximale Druckspannung von 150 MPa bei der tiefen Temperatur.

Die nicht kaltverformten Vergleichsproben brachen unter den genannten Bedingungen nach durchschnittlich 300 bis 500 Lastwechseln, während die Probekörper mit kaltverformter Oberflächenzone mindestens 2000 Lastwechsel bis zum Bruch durchhielten.

Weitere Versuche unter anderen Bedingungen bestätigten den die Rissbildung herabsetzenden Einfluss der Kaltverformung. Die Lebensdauer konnte durchschnittlich auf das 4fache erhöht werden.

AUSFÜHRUNGSBEISPIEL 4:

Eine Gasturbinenschaufel aus der Legierung MA 6000 im Zustand längsgerichteter Stengelkristalle wurde einer Kaltverformung in der Oberflächenzone unterworfen. Die Schaufel hatte folgende Abmessungen (Schaufelblatt):

Länge =	170 mm
Grösste Breite =	88 mm
Grösste Dicke =	22 mm
Profilhöhe =	28 mm

Die Oberfläche des Schaufelblattes wurde allseitig während 10 min unter einem Strahldruck von 10 bar kugelgestrahlt. Die verwendeten Stahlkugeln hatten einen mittleren Durchmesser von 0,4 mm. Die Oberflächenzone wurde bis auf eine Tiefe von 200 µm um durchschnittlich 3 % kaltverformt. Der gesamte Querschnitt von ca. 1150 mm² bestand demnach zu 96,5 % (1110 mm²) aus dem unverformten Kern und zu 3,5 % (40 mm²) aus der kaltverformten Oberflächenzone.

Der Ermüdungsversuch bestand in einer Art Thermoschockprüfung unter gleichzeitigem periodischem Aufbringen einer Zugbelastung bei der oberen und einer Druckbelastung bei der unteren Temperatur. Der gesamte Zyklus dauerte 30 min. Die Aufheizzeit betrug 6 min, die Abkühlungszeit 4 min, die Haltezeiten jeweils 10 min. Die höchste, am Kopfende des Schaufelblattes erreichte Temperatur betrug 1000 °C, die tiefste 400 °C. Am Fussende des Schaufelblattes waren die Temperaturen 850 °C resp. 320 °C. Die maximalen Zugspannungen bei den oberen Temperaturen betrugen 120 MPa, die maximalen Druckspannungen 80 MPa, immer in Schaufellängsachse wirkend.

Es wurde eine nicht kaltverformte Gasturbinenschaufel als Vergleichskörper geprüft. Hier zeigten sich die ersten deutlich sichtbaren Anrisse nach 400 bis 600 Zyklen, während die kaltverformten Schaufeln noch nach 2000 Zyklen keine sichtbaren Risse aufwiesen.

AUSFÜHRUNGSBEISPIEL 5:

Von einer Gasturbinenschaufel aus der unter Beispiel 3 angegebenen oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung wurde das Schaufelblatt abgetrennt und durch mehrmaliges Abrollen einer gehärteten Stahlrolle von 30 mm Durchmesser entlang der Mantellinien an der Oberfläche kaltverfestigt. Der Werkstoff lag in Form längsgerichteter grober Stengelkristalle vor. Vom Schaufelblatt wurde ein Stück durch senkrecht zu, Längsachse geführte Trennschritte abgeschnitten, so dass der Prüfkörper folgende Abmessungen hatte:

Länge =	100 mm
Grösste Breite =	85 mm
Grösste Dicke =	22 mm
Profilhöhe =	29 mm

15

Durch das Rollen war eine kaltverformte Oberflächenzone von durchschnittlich 150 μm Tiefe erzeugt worden. Die Kaltverformung betrug ca. 2,5 %. Der gesamte Querschnitt von ra. 1100 mm² bestand somit zu 97,3 % (1070 mm²) aus dem unverformten Kern und zu 2,7 % (30 mm²) aus der kaltverformten Oberflächenzone.

20

Der Schaufelblattausschnitt wurde einer Ermüdungsprüfung ausgesetzt. Die Kraftangriffsrichtung verlief parallel zur Schaufellängsachse, welche auch die Längsachse der Stengelkristalle war. Der synchrone Temperatur- und Lastwechselzyklus dauerte insgesamt 60 min. Die Spannung wurde zwischen 100 MPa Zug und 100 MPa Druck derart verändert, dass die maximale Zugspannung mit der maximalen Temperatur von 1050 °C und die maximale Druckspannung mit der minimalen Temperatur von 450 °C zusammenfiel.

25

Der Zyklus wurde somit nach folgendem Schema durchgeführt:

- Aufheizen von 450 °C auf 1050 °C bei gleichzeitigem Spannungswechsel von -100 MPa auf +100 MPa:	10 min
- Halten bei 1050 °C und +100 MPa:	20 min
- Abkühlen von 1050 °C auf 450 °C bei gleichzeitigem Spannungswechsel von +100 MPa auf -100 MPa:	10 min
- Halten bei 450 °C und -100 MPa:	20 min
Total Zyklus	<u>60 min</u>

40

Die unbehandelten Vergleichsproben brachen unter den genannten Bedingungen nach durchschnittlich 250 bis 300 Lastwechseln, während die Prüfkörper mit kaltverformter Oberfläche über 1000 Lastwechsel bis zum Bruch aushielten. Es ist also mit mindestens der 3- bis 4fachen Lebensdauer der unbehandelten Schaufeln, was thermische Ermüdung unter niedriger Lastwechselzahl betrifft, zu rechnen.

45

Die Erfindung ist nicht auf die Ausführungsbeispiele beschränkt. Die Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit und die Verminderung der Rissanfälligkeit bei hohen Temperaturen und beim Durchlaufen eines Temperaturzyklus eines aus einer oxyddispersionsgehärteten Nickelbasis-Superlegierung bestehenden Werkstücks wird durch Erhöhung der Duktilität (Verformbarkeit) seiner Oberflächenzone bewerkstelligt. Letztere wird bis auf eine Tiefe von mindestens 100 μm bei Raumtemperatur um mindestens einem Wert kaltverformt, der einer plastischen Dehnung von 2 % entspricht. Die Kaltverformung wird durch mechanische Bearbeitung in Form von gezieltem Fräsen, Drehen oder Schleifen oder durch gezieltes Strahlen mit festen (Kugelstrahlen) oder flüssigen Partikeln durchgeführt. Im Falle des Kugelstrahlens werden Stahlkugeln von 0,3 bis 0,5 mm Durchmesser unter einem Druck von 7 bis 10 bar während einer Zeit von 3 bis 10 min verwendet. Im Falle des Strahlens mit flüssigen Partikeln wird die Kaltverformung der Oberflächenzone durch Aufschleudern eines aus einzelnen Tropfen bestehenden Metallstahls mit einer Geschwindigkeit von mindestens 100 m/s erzeugt.

Ansprüche

1. Verfahren zur Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit und Verminderung der Rissanfälligkeit bei hohen Temperaturen und beim Durchlaufen eines Temperaturzyklus eines Werkstücks aus einer oxyddispersions-
5 gehärteten, in Form von groben längsgerichteten Stengelkristallen oder in Form eines Einkristalls vorliegen-
den Nickelbasis-Superlegierung, dadurch gekennzeichnet, dass die Duktilität der Oberflächenzone des
Werkstücks erhöht wird, indem sie bis auf eine Tiefe von mindestens 100 μm um mindestens einen Wert,
der einer plastischen Dehnung von 2 % entspricht, bei Raumtemperatur kaltverformt wird.
2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Kaltverformung der Oberflächenzone
10 durch mechanische Bearbeitung in Form von gezieltem Fräsen, Drehen oder Schleifen erfolgt.
3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Kaltverformung der Oberflächenzone
durch gezieltes Strahlen mit festen oder flüssigen Partikeln erfolgt.
4. Verfahren nach Anspruch 3, dadurch gekennzeichnet, dass die Kaltverformung der Oberflächenzone
durch Kugelstrahlen mit Stahlkugeln von 0,3 bis 0,5 mm Durchmesser unter einem Druck von 7 bis 10 bar
15 während einer Zeit von 3 bis 10 min durchgeführt wird.
5. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Kaltverformung der Oberflächenzone
durch Aufschleudern eines aus einzelnen Tropfen bestehenden Metallstahls mit einer Geschwindigkeit von
mindestens 100 m/s bewerkstelligt wird.

20

25

30

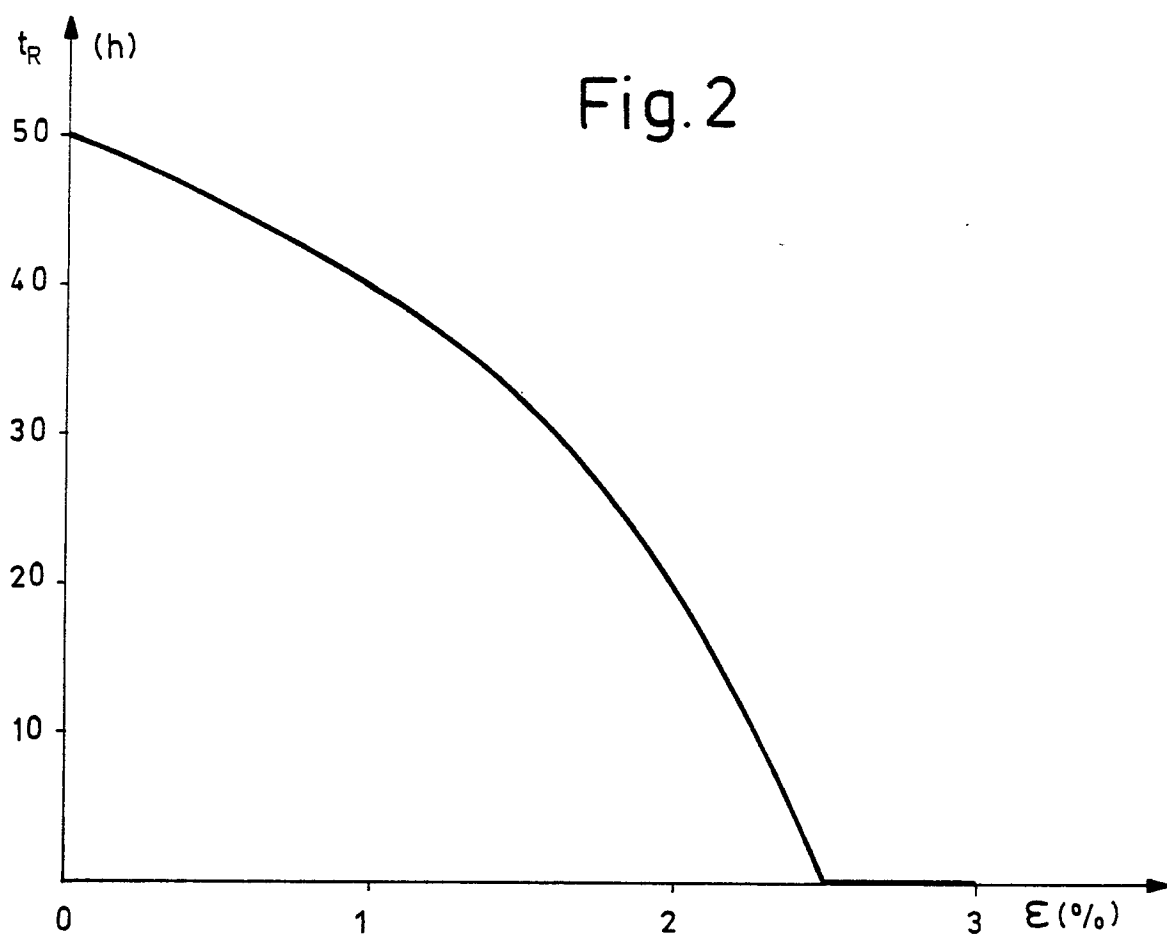
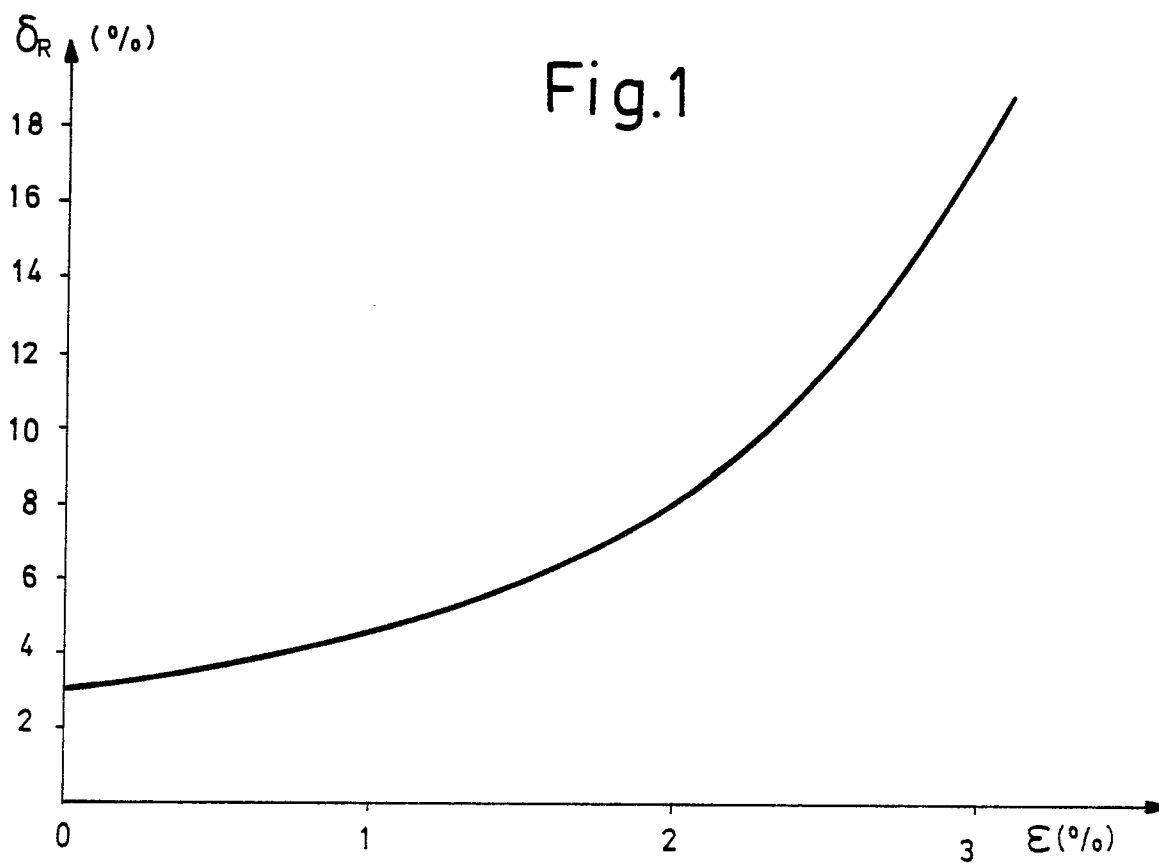
35

40

45

50

55



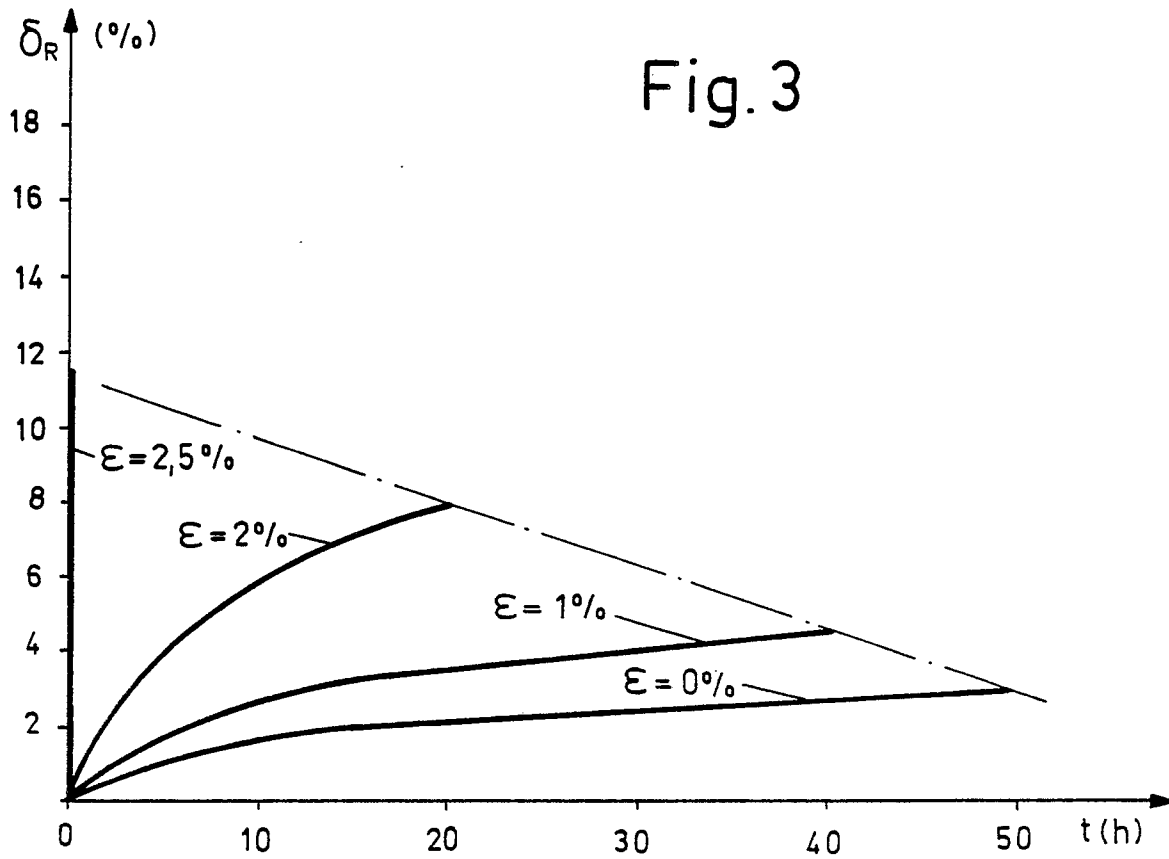


Fig. 4

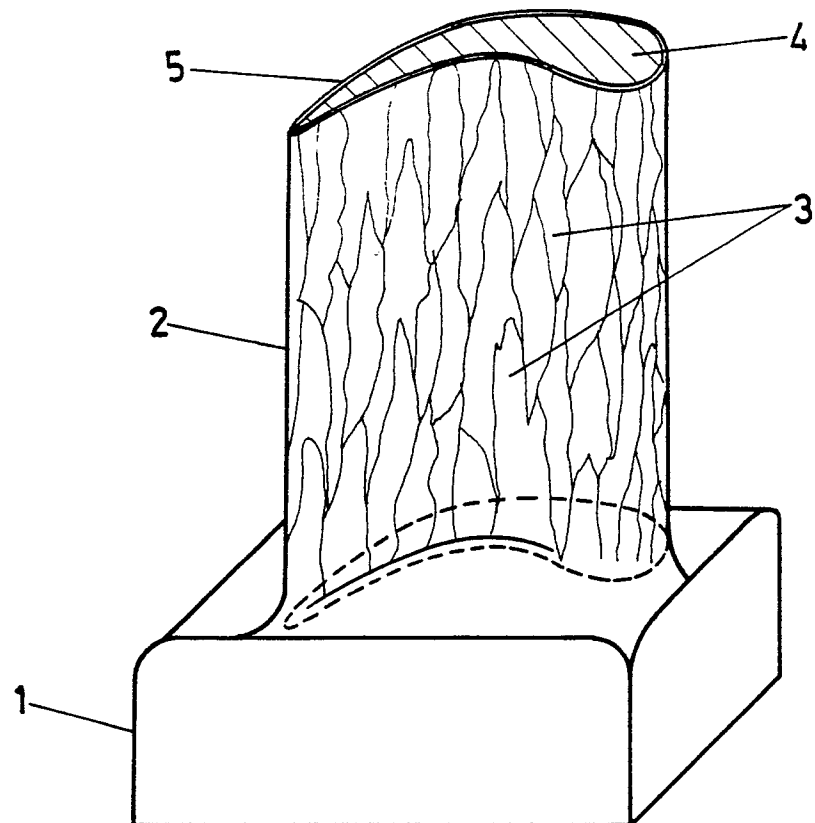
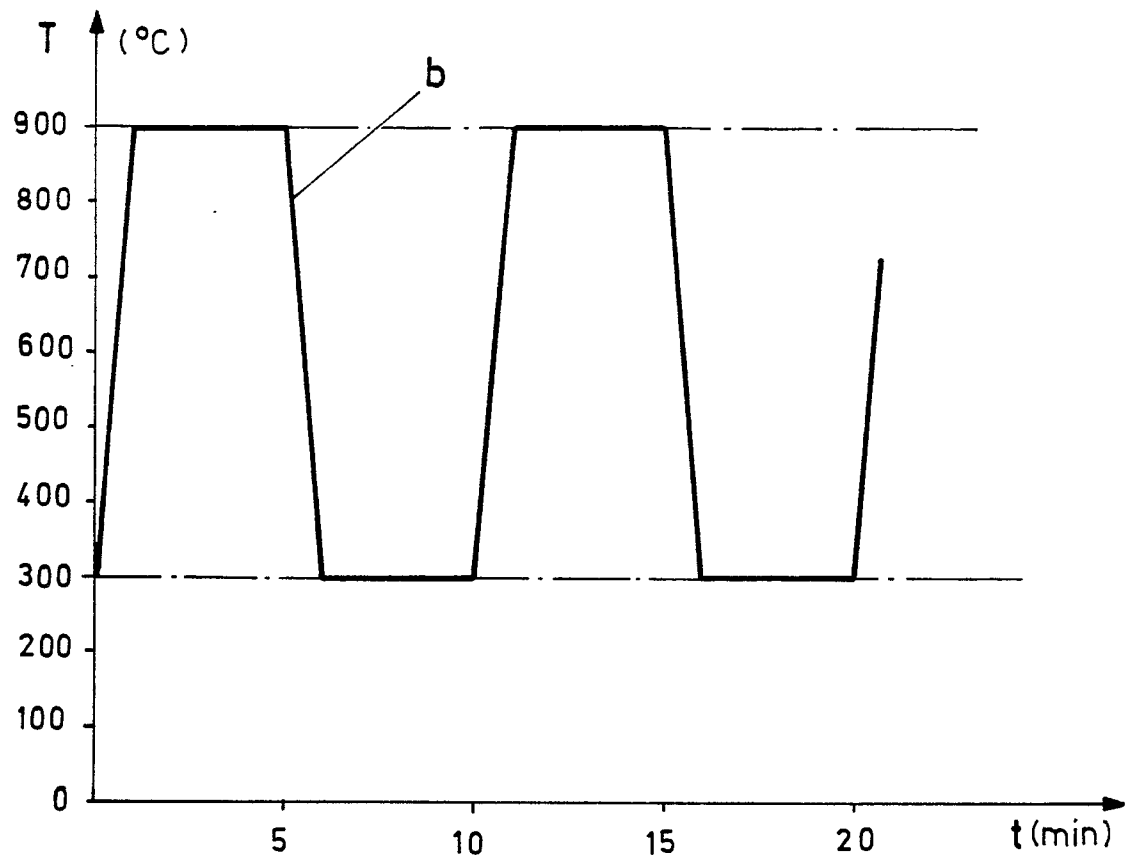
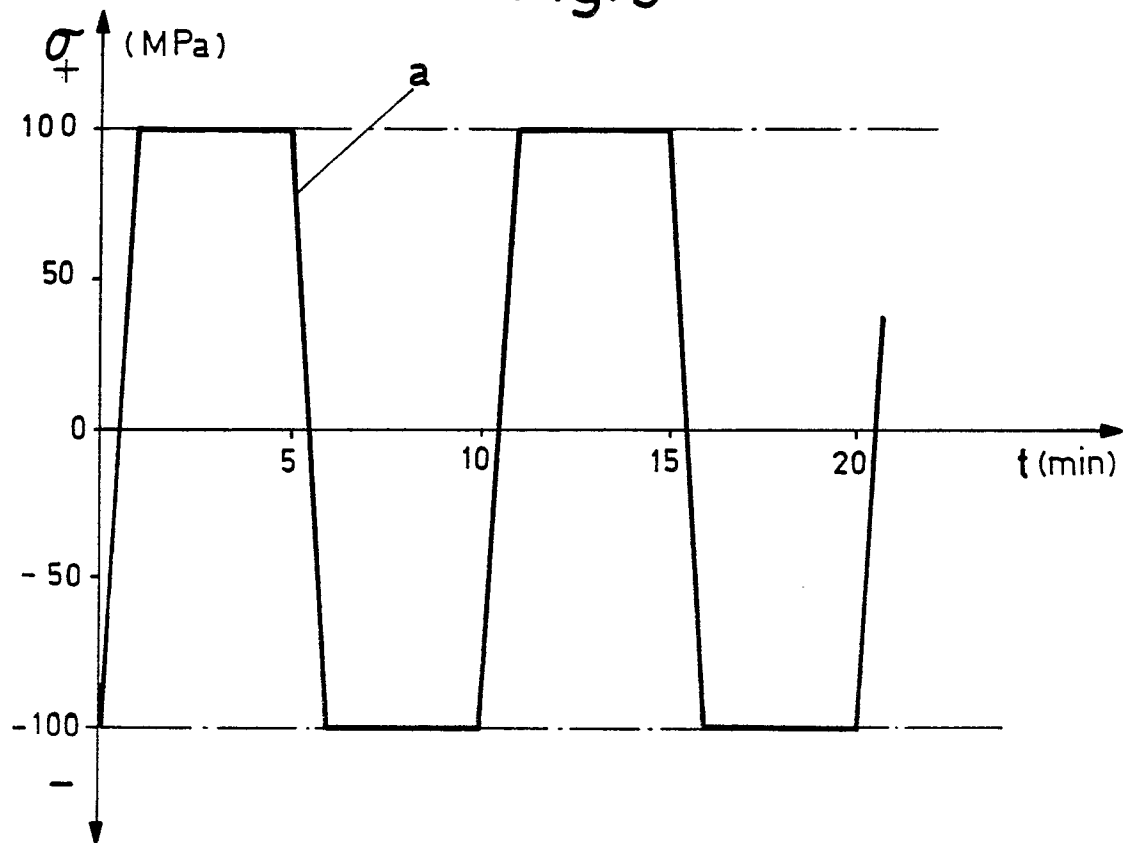


Fig. 5





EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int. Cl.4)
A	US-A-3 505 130 (W.D. PAUL) * Beispiele 1,2; Anspruch 1 * ---	1,3	C 22 F 1/10
A	Z. MATALLKDE., Band 77, Nr. 5, Mai 1986, Seiten 322-337; B. SCHOLTES et al.: "Auswirkungen mechanischer Randschichtverformungen auf das Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe" * Zusammenfassung; Figur 1 * ---	1,2	
A	GB-A-2 074 194 (GENERAL ELECTRIC CO.) * Zusammenfassung; Tabelle 1 * ---	1	
A	EP-A-0 074 918 (UNITED TECHNOLOGIES CORP.) * Ansprüche 1-3,5,7 * ---	3-5	
A	EP-A-0 115 092 (BBC AG BROWN, BOVERI & CIE) * Beispiel 1 * ---	1	
	J.O. ALMEN et al.: "Residual stresses and fatigue in metals", 1963, McGRAW-Hill Book Co., Inc., Seiten 46-58, New York, US; Kapitel 5 "Methods of producing residual stresses", Seiten 59-80; Kapitel 6 "Mechanical proceeding" * Seiten 64-65: "Shot peening" * -----	3-5	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int. Cl.4)
Recherchenort DEN HAAG			Abschlußdatum der Recherche 07-03-1989
			Prüfer GREGG N.R.
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 : mündliche 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			