



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

Veröffentlichungsnummer:

0 062 365
A1

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

Anmeldenummer: **82200313.3**

Int. Cl.³: **C 22 F 1/18, C 22 C 14/00**

Anmeldetag: **11.03.82**

Priorität: **23.03.81 CH 1934/81**

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

Veröffentlichungstag der Anmeldung: **13.10.82**
Patentblatt 82/41

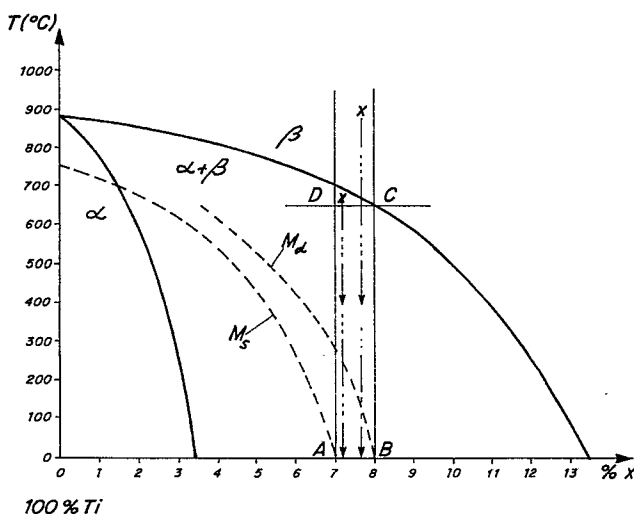
Erfinder: **Albrecht, Joachim, Dr., Mitteldorfweg 206,
CH-5243 Mülligen (CH)**
Erfinder: **Duerig, Thomas, Dr., Kirchweg 49,
CH-5415 Nussbaumen (CH)**
Erfinder: **Richter, Dag, 6, bis rue des moraines,
CH-1227 Carouge (CH)**

Benannte Vertragsstaaten: **CH DE FR GB IT LI**

Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer Titanlegierung sowie Bauteil und Verwendung des Bauteils.

Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer mechanisch instabilen β -Titanlegierung, welches 3 voneinander verschiedene Formgedächtniseffekte zeigt:

Einen Einwegeffekt, einen nahezu hysteresisfreien aber in einem weiten Temperaturbereich der Phasenumwandlung kontinuierlich ablaufenden Zweiwegeeffekt (ähnlich Bimetall) und einen irreversiblen isothermen Effekt. Ausnutzung der Effekte in thermischen Auslöseelementen (elektrische Schalter) sowie in festen oder lösbaren Verbindungselementen für Bauelemente.



EP 0 062 365 A1

- 1 -

Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer Titan-
legierung, sowie Bauteil und Verwendung des Bauteils

Die Erfindung geht aus von einem Verfahren zur Herstellung
eines Bauteils aus einer Titanlegierung nach der Gattung
des Anspruchs 1, sowie eines Bauteils nach der Gattung des
Anspruchs 11 und der Verwendung eines Bauteils nach der
5 Gattung des Anspruchs 18.

Es ist seit längerer Zeit bekannt, dass gewisse Legierungen
einen sog. Gedächtniseffekt zeigen, d.h. eine Art Former-
innerungsvermögen besitzen. Unter ihnen haben vornehmlich
zwei Hauptgruppen technische Bedeutung erlangt. Zur ersten
10 gehören die Legierungen auf der Basis von Ni/Ti (z.B.
Buehler, W.J. Cross, W.B.: 55 Nitinol, unique wire alloy
with a memory. Wire J. 2 (1969), p. 41 - 49) oder Ni/Ti/Cu,
zur zweiten die kupferreichen oder nickelreichen Legie-
rungen des β -Messing-Typs auf der Basis von Cu/Zn/Al,
15 Cu/Al, Cu/Al/Ni mit Ni/Al (z.B. US-PS 3 783 037 und US-PS
4 019 925). Ein Formgedächtniseffekt ist ausserdem in einer
35 % Niob enthaltenden supraleitenden Titanlegierung ent-
deckt und beschrieben worden (siehe Baker, C.: The shape
memory effect in a titanium 35 wt-% niobium alloy. Metal
20 Sci. J. 5 (1971), p. 92-100).

- Allen diesen Legierungen ist gemeinsam, dass sie nicht einer Gruppe der allgemein verfügbaren klassischen Werkstoffe angehören und in der Regel nach mehr oder weniger aufwendigen Verfahren speziell hergestellt werden müssen.
- 5 Letzteres gilt insbesondere für pulvermetallurgisch herzustellende Legierungen. Ausserdem ist den bis jetzt technisch angewendeten Gedächtnislegierungen gemeinsam, dass sie fast ausnahmslos verhältnismässig spröde sind. Der Mangel an Duktilität setzt sowohl ihrer Verarbeitbarkeit
- 10 wie ihrer Verwendung engere Grenzen oder bedingt entsprechende, das Fertigprodukt verteuernde zusätzliche Verfahrensschritte. Die gebräuchlichen Legierungen zeigen für den Zweiwegeeffekt eine mehr oder weniger grosse Hysteresis beim Durchlaufen einer Temperatur/Weg-Schleife.
- 15 Diese Hysteresis - vor allem wenn sie beträchtliche Werte erreicht - ist nicht für alle Anwendungsfälle erwünscht.

- Gedächtnislegierungen auf der Basis von Ni/Ti weisen eine Temperatur M_S der martensitischen Umwandlung von theoretisch höchstens 80°C (praktisch meist nicht über 50°C)
- 20 auf, welche für viele Anwendungen, vor allem im Gebiet elektrischer Thermoschalter, zu tief ist. Ausserdem sind solche Legierungen kostspielig, besonders wenn man noch die verteuernde Bauteilherstellung mitberücksichtigt.

- Die dem β -Messingtyp angehörenden Kupferlegierungen wie
- 25 z.B. Cu/Al/Ni weisen mit höchstens 600 MPa für viele praktische Anwendungen zu niedrige Zugfestigkeit auf. Zudem ist deren M_S -Temperatur stark von der Genauigkeit der Zusammensetzung - insbesondere vom Aluminiumgehalt - abhängig, was deren Reproduzierbarkeit erschwert. Denn es
- 30 ist ja gerade das Aluminium, welches entsprechend seinem hohen Dampfdruck beim Erschmelzen der Legierungen zu schwer kontrollierbaren Verlusten und damit Abweichungen von der

Sollwert-Analyse führt.

Es besteht daher ein Bedürfnis, das Gebiet der Anwendbarkeit der Gedächtniseffekte durch neue Auswahl bisher nicht in Betracht gezogener Legierungen sowie geeigneter materialspezifischer Verfahren und entsprechende Herstellung von Bauteilen zu erweitern.

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Herstellungsverfahren für ein Bauteil aus einer Titanlegierung sowie ein Bauteil und dessen Verwendung anzugeben, das von der Ausnutzung der martensitischen Umwandlung zwecks Erzielung eines Gedächtniseffektes Gebrauch macht. Es besteht ferner die Aufgabe, den Gedächtniseffekt in seinen verschiedenen Erscheinungsform näher zu charakterisieren und seine Nutzbarmachung in der Technik aufzuzeigen.

Diese Aufgabe wird erfindungsgemäss durch die Merkmale der Ansprüche 1, 11 und 18 gelöst.

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

Dabei zeigt:

Fig. 1 einen Ausschnitt aus einem schematischen Phasendiagramm einer binären Titanlegierung,

Fig. 2 den Verlauf der rückgewinnbaren Dehnung in Funktion der aufgebrachten bleibenden Dehnung für eine Titanlegierung,

Fig. 3 den Verlauf der Formänderung über der Temperatur für den Einweg-Effekt,

- Fig. 4 den Verlauf der Formänderung über der Temperatur für den Zweiweg-Effekt,
- Fig. 5 den Verlauf der Formänderung über der Temperatur für den isothermen Effekt,
- 5 Fig. 6 die Abmessungen eines Probestabes für Zugproben,
- Fig. 7 die Abmessungen eines Probestabes für Torsionsproben,
- Fig. 8 die schematische Schnitt-Darstellung eines elektrischen Schalters mit Schraubenfedern,
- 10 Fig. 9 die schematische perspektivische Darstellung eines elektrischen Schalters mit einem Torsionsstab,
- Fig. 10 den Längsschnitt durch eine Schrumpfverbindung in der Ausgangslage,
- 15 Fig. 11 den Längsschnitt durch eine Schrumpfverbindung im Moment des Aufweitens,
- Fig. 12 den Längsschnitt durch eine Schrumpfverbindung nach dem Zusammenbau,
- Fig. 13 den Längsschnitt durch eine Schrumpfverbindung nach dem Lösen,
- 20 Fig. 14 den Längsschnitt durch eine Keramikdichtung,
- Fig. 15 den Längsschnitt durch einen Hohlkörperabschluss vor dem Zusammenbau,

Fig. 16 den Längsschnitt durch eine Hohlkörperverbindung mit Trennwand vor dem Zusammenbau,

Fig. 17 den Längsschnitt durch eine Hohlkörperverbindung mit verschiedenen Durchmessern.

- 5 In Fig. 1 ist ein Ausschnitt aus einem schematischen, supponierten Phasendiagramm einer binären Titanlegierung dargestellt. Es handelt sich um die Titanseite. Die Ordinate stellt die Temperaturskala dar und entspricht gleichzeitig 100 % Ti, d.h. 0 % Legierungselement. Auf der
- 10 Abszisse ist das Legierungselement X in Prozenten (beispielsweise Gew.-%) aufgetragen. Die ausgezogenen Kurven unterteilen das Diagramm in das α -, ($\alpha + \beta$)- und β -Phasengebiet. Zwei weitere, gestrichelt gezeichnete Kurven M_S und M_d stehen im Zusammenhang mit der beim Abschrecken
- 15 aus dem β -Gebiet eintretenden Phasenumwandlung (Martensitbildung) und werden weiter unten näher erläutert. Sie treffen die 0°C-Isotherme (Abszisse) in den Punkten A resp. B. Errichtet man in B eine Senkrechte, so trifft sie die β -Umwandlungslinie in C. Die durch C gezogene Iso-
- 20 therme schneidet die in A errichtete Senkrechte im Punkt D. Durch $\overline{CD}$ wird nach oben das Gebiet abgegrenzt, aus welchem die Titanlegierung abgeschreckt werden muss, um den gewünschten für die Gedächtniseffekte erforderlichen Gefügestand (sog. "mechanisch instabile β -Titanlegierung")
- 25 zu erhalten.

- Fig. 2 zeigt ein Diagramm, in welchem der Verlauf der rückgewinnbaren Dehnung $\Delta \epsilon_r$ (%) in Funktion der primär auf-
gebrachten bleibenden Dehnung ϵ (%) als Kurve a für eine Titanlegierung dargestellt ist. Vergleichsweise ist die
- 30 Linie b für ideale Rückgewinnung (100 %) als 45°-Gerade eingezeichnet. Man stellt fest, dass bis zu bleibenden

- Dehnungen von über 2 % beide Linien praktisch zusammenfallen, dass die maximale rückgewinnbare Dehnung ca. 3 % beträgt, und dass eine bleibende primäre Verformung von über 6 % keinen Gedächtniseffekt mehr zeitigt. Das Diagramm hat selbstverständlich grundsätzlichen Charakter und die Zahlenwerte sind für verschiedene Legierungen verschieden. Im vorliegenden Fall gilt es numerisch für eine Titanlegierung mit ca. 10 Gew.-% Vanadium, 2 Gew.-% Eisen und 3 Gew.-% Aluminium (Ti 10 V2 Fe 3 Al).
- 5
- 10 Fig. 3 stellt ein Diagramm des Verlaufs der Formänderung über die Temperatur für den Einwegeffekt einer β -Titanlegierung (im vorliegenden Fall Ti10V2Fe3Al) dar. A_S ist die Temperatur des Beginns der Rückumwandlung des Martensits (Tieftemperaturphase) in die Hochtemperaturphase.
- 15 A_F stellt die entsprechende Temperatur für das Ende dieser Phasenumwandlung dar. Im vorliegenden Fall einer Verformung durch Zug, wobei eine bleibende Dehnung von 2,39 % aufgebracht wurde, beträgt der rückgewinnbare Anteil $\Delta \epsilon_I = 1,94$ %. Die Pfeile geben den Richtungssinn der Verformungs/Temperatur-Schleife an. Die gestrichelte Linie bezeichnet die reine thermische Schrumpfung des Werkstückes nach Abkühlung auf Raumtemperatur. Das Diagramm hat grundsätzlichen Charakter und gilt qualitativ für alle mechanisch instabilen
- 20
- 25 β -Titanlegierungen.
- In Fig. 4 ist der Verlauf der Formänderung über der Temperatur für eine Titanlegierung aufgezeichnet, die den Zwewegeffekt zeigt. Die ursprüngliche bleibende Verformung durch Zug betrug hier $\epsilon_0 = 3,7$ %, war also höher als für die Induzierung des Einwegeffektes. Die kontinuierlich mit der Temperatur verlaufende reversible Dehnung $\Delta \epsilon_{III} = 0,4$ % zeigt praktisch keine Hysteresis. Der Mechanismus
- 30

ist von demjenigen der bekannten Ni/Ti-Legierungen verschieden. Das Material verhält sich grundsätzlich ähnlich wie ein Bimetallstreifen. Der Verlauf der Kurve ist im besagten Temperaturintervall zwischen Raumtemperatur und
5 ca. 300°C leicht nach oben gekrümmt (konkav gegen die Temperaturachse hin). Ueber die Grundsätzlichkeit gilt das unter Fig. 3 Gesagte.

Fig. 5 zeigt den Verlauf der Formänderung über der Temperatur für den irreversiblen isothermen Effekt der Legie-
10 rung Ti10V2Fe3Al. Nach einer primären Verformung durch Zug (bleibende Dehnung $\epsilon = 2,39\%$) wurde zunächst der Einwegeffekt von A_S bis A_F durchlaufen, was die übliche Schrumpfung von $\Delta\epsilon_I = 1,94\%$ zur Folge hatte. Nach einer weiteren Erwärmung des Materials (im vorliegenden Fall
15 auf ca. 400°C) stellt sich der in umgekehrter Richtung verlaufende isotherme Gedächtniseffekt ein, was hier gleichbedeutend mit einer Ausdehnung von $\Delta\epsilon_{II} = 0,9\%$ ist. Auch hier gilt das unter Fig. 3 Gesagte.

Fig. 6 und Fig. 7 zeigen je einen Probestab für Zug- resp.
20 Torsionsproben in den Längen- und Durchmesserabmessungen, was keinen weiteren Erklärungen bedarf. Demgemäss wurden die Torsionsversuche an hohlzylindrischen Probestäben durchgeführt.

In Fig. 8 ist ein elektrischer Schalter schematisch im
25 Schnitt dargestellt, welche Schraubenfedern als Bauelemente verwendet. 1 ist ein Gehäuse, in welchem eine Stütze 2 befestigt ist, die das Lager 3 für den Kontakthebel 4 trägt. 5 stellen je einen festen und 6 je einen beweglichen Kontakt dar. Der Kontakthebel 4 wird durch die Federn 7
30 und 8 in einer zuvor wählbaren Ruhelage gehalten. Dies kann die eingezeichnete Lage (beide Kontaktstellen offen)

oder auch eine andere Lage (eine Kontaktstelle geschlossen) sein. 7 ist eine Schraubenfeder aus einer Gedächtnislegierung. Sie kann sowohl als Druck- wie als Zugfeder mit oder ohne Verspannung ausgebildet sein. 8 ist eine gewöhnliche
5 Schraubenfeder, welche wieder als Zug- oder Druckfeder mit oder ohne Vorspannung wirken kann. Je nach der vorgesehenen Ausführung von 7 und 8 und der zur Anwendung kommenden Kombination dieser Federn wirkt 8 dem Gedächtniseffekt von 7 entgegen (Rückstell- oder Gegenfeder) oder
10 unterstützt ihn (Hilfsfeder).

Fig. 9 zeigt eine schematische perspektivische Darstellung eines elektrischen Schalters unter Verwendung eines Torsionsstabes. 9 ist eine Grundplatte auf welcher rechtwinklig ein aus Gedächtnislegierung bestehender Torsionsstab 10 befestigt ist. Letzterer wiederum trägt an seinem
15 Ende den Schaltarm 11, dessen Beweglichkeit (Schwenkreich) durch einen Doppelpfeil angedeutet ist. Er besitzt an seinem Ende einen beweglichen Kontakt 6, der einem festen Kontakt 5 gegenübersteht, welcher im Halter
20 12 befestigt ist.

Die Fig. 10 bis 13 zeigen den Verfahrensablauf bei der Herstellung einer festen wie einer lösbaren Verbindung. 14 stellt je ein zu verbindendes Rohr im Längsschnitt dar. 13 ist eine Muffe aus einer Gedächtnislegierung, deren
25 Innendurchmesser im Ausgangszustand vor dem Aufweiten gegenüber dem Rohraussendurchmesser Untermaß besitzt. 15 zeigt die Muffe während des Aufweitprozesses mittels einer Kugel 16. 17 stellt die Muffe nach dem Schrumpfprozess (Einweg-Gedächtniseffekt) über den Rohren 14 dar.
30 Dies entspricht dem Zustand einer festen Rohrverbindung. In Fig. 13 ist der Zustand nach dem Lösen (falls erforderlich) der gleichen Verbindung dargestellt. 18 ist die

durch den isothermen Gedächtniseffekt wieder gelockerte Muffe nach dem Ausdehnungsprozess.

Die Fig. 14 bis 17 zeigen Ausführungsbeispiele von Dichtungen, Hohlkörperabschlüssen und Hohlkörperverbindungen.

5 19 stellt eine mit einer Nut 20 versehene Scheibe aus einer Gedächtnislegierung dar. 21 ist ein Hohlkörper aus Keramikmaterial, welcher in die Nut 19 vakuumdicht eingreift. Die mit einer konischen Hinterdrehung 23 versehene Scheibe 22 besteht aus einer Gedächtnislegierung.

10 Der zu verbindende Hohlkörper 24 aus Metall, Kunststoff oder Keramikmaterial ist gestrichelt vor dem Zusammenbau angedeutet. 25 stellt eine beidseitig abgesetzte Scheibe aus einer Gedächtnislegierung dar, welche je eine zylindrische Hinterdrehung 23 aufweist. Die Enden der Hohlkörper 24 können, wie angedeutet, verschiedene Formen

15 haben. In dem vorliegenden Fall dient die Scheibe 25 sowohl als Verbindungselement wie als Trennwand. 26 ist ein abgesetzter Hohlkörper aus Gedächtnislegierung, welcher die Hinterdrehungen 23 sowie eine zentrale Oeffnung 27

20 aufweist. Die zu verbindenden Hohlkörper 24 können verschiedenen Durchmessers und selbstverständlich verschiedenen Materials sein.

Unter den Titanlegierungen gibt es solche, die nach einer geeigneten thermischen und thermomechanischen Vorbehandlung Gedächtniseffekte zeigen. Der Zusammensetzungsbereich dieser Legierungen ist verhältnismässig eng begrenzt. Bedingung ist zunächst, dass sie im stabilen Ausgangszustand bei Raumtemperatur mindestens teilweise die kubisch-raumzentrierte β -Phase enthalten. Reine α -Legierungen fallen somit aus. Das gleiche gilt für reine β -Legierungen bei Raumtemperatur, da ja in jenem Gebiet keine Phasenumwandlung mehr stattfindet (β -Phase stabil

25

30

bis Raumtemperatur herunter). Praktisch müssen daher die Legierungen im Ausgangszustand bei Raumtemperatur in den heterogenen ($\alpha + \beta$)-Phasenraum hineinfallen. Eine weitere Einschränkung in der Zusammensetzung besteht nun darin, dass die Legierungen der Klasse der mechanisch instabilen β -Titanlegierungen (im Sinne dieser Erfindung) angehören müssen, welche grundsätzlich folgendermassen definiert sind:

Legierung, gekennzeichnet durch die Eigenschaft, dass ihre kubisch-raumzentrierte β -Phase durch Aufbringen einer bleibenden Verformung mindestens teilweise in die spannungsinduzierte martensitische α'' -Phase umgewandelt werden kann.

Praktisch kann dies dadurch festgestellt werden, dass von der β -Titanlegierung ein dünnes Blech von maximal 1 mm Dicke zunächst einer Lösungsglühung oberhalb der β -Umwandlungstemperatur unterworfen und hierauf innerhalb von höchstens 10 sec Abkühlungszeit zum Durchlaufen der Differenz zwischen Lösungsglüh-temperatur und 100°C in Eiswasser abgeschreckt wird. Nach dem Abschrecken darf das Material höchstens 10 Vol.-% thermisch induzierten Martensit aufweisen.

Weiterhin ist die Legierung dadurch gekennzeichnet, dass sich bei anschliessender mechanischer Verformung die β -Phase in Martensit (α'') umwandelt. Die maximale Temperatur, bei der nach dieser Verformung mechanisch induzierter Martensit (α'') feststellbar ist, wird als M_d definiert.

Im schematischen, supponierten Phasendiagramm Fig. 1 ist der Verlauf der M_S - und M_d -Linie über der Temperatur eingezeichnet. M_S stellt dabei die Temperatur der beginnenden Martensitbildung dar. M_d wurde schon oben näher definiert.

5 Für die praktisch in Betracht fallenden Legierungen bei Raumtemperatur ergibt sich daher die Bedingung, dass ihre Zusammensetzung ungefähr in den Bereich zwischen A und B (Schnittpunkt der M_S - und M_d -Linie mit der 0°C -Isothermen) fallen muss. Um die gewünschten Gedächtniseffekte voll zu

10 erreichen, ist es wünschenswert, bei der nachfolgenden primären bleibenden Verformung möglichst viel spannungsinduzierten Martensit zu erzeugen. Dies wird dadurch erreicht, dass man das Bauteil zuvor aus einem Gebiet oberhalb der β -Umwandlungslinie abschreckt, wie dies durch

15 die rechts verlaufende strichpunktierte Vertikale mit Pfeil angedeutet ist. Mindestens aber sollte man aus einer der Isothermen $\overline{CD}$ entsprechenden Temperatur abschrecken, da beim Abschrecken von tiefer liegenden Temperaturen obige Bedingung nicht mehr erfüllt werden kann. Dies ist

20 durch die links liegende strichpunktierte Vertikale mit Pfeil angedeutet. Im letzteren Fall verliert man dann allerdings einen durch das Hebelgesetz angezeigten kleinen Anteil an Material, das sich beim Uebergang über die

25 β -Umwandlungslinie in die stabile α -Phase umwandelt und für den Gedächtniseffekt verloren geht. Für den restlichen Anteil an β -Phase sind jedoch die Bedingungen für die nachfolgende Martensitbildung immer noch optimal.

Nach der erfindungsgemässen Definition der mechanisch in-

stabilen β -Titanlegierung eignen sich prinzipiell alle Legierungselemente welche stabilisierend auf die kubisch-raumzentrierte β -Phase wirken. Diese sind V, Al, Fe, Ni, Co, Mn, Cr, Mo, Zr, Nb, Sn, Cu, welche sowohl einzeln als
 5 auch in Kombination verwendet werden können. Für diese Elemente lassen sich gewisse Konzentrationsgrenzen angeben, welche den obigen Bedingungen genügen, die sich aus den thermodynamischen Gleichgewichten herleiten lassen. Demzufolge ist es möglich, die Legierungszusammensetzung
 10 mit Hilfe empirisch ermittelter Zusammenhänge durch eine quadratische Näherung mathematisch auszudrücken. Es muss die Bedingung erfüllt sein, dass die in Atomprozenten ausgedrückten Konzentrationsgrenzen der Legierungselemente der Titanlegierung der Formel

15
$$-1100 \leq \sum_i^n (A_i X_i + B_i X_i^2) \leq -700$$

genügen, wobei X_i die Konzentration des jeweiligen Elements in Atomprozent bedeutet und die Koeffizienten A_i und B_i dem jeweiligen Element gemäss nachfolgender Tabelle zugeordnet sind:

20	Element	A_i	B_i
	V	-29,1	-1,8
	Al	-15,6	-1,1
	Fe	-132,8	-17,2
	Ni	-67,5	-1,5
25	Co	-72,0	-6,0
	Mn	-84,9	-7,6
	Cr	-72,0	-6,0
	Mo	-66,7	-3,3
	Zr	-16,9	+0,3
30	Nb	-19,3	-0,53

Sn	-25,2	+1,8
Cu	-38,3	-1,3

Besonders geeignet sind Titanlegierungen, die dem binären Typus angehören und neben Titan noch 14 bis 20 Gew.-%

- 5 Vanadium oder 4 bis 6 Gew.-% Eisen oder 6,5 bis 9 Gew.-% Mangan oder 13 bis 19 Gew.-% Molybdän enthalten.

Weitere bevorzugte Legierungen sind solche, die dem ternären Typus angehören und neben Titan noch 13 bis 19 Gew.-% Vanadium plus 0,2 bis 6 Gew.-% Aluminium oder 4 bis 6 Gew.-%

- 10 Eisen plus 0,2 bis 6 Gew.-% Aluminium oder 1,5 bis 2,3 Gew.-% Eisen plus 10 bis 14 Gew.-% Vanadium enthalten.

Ferner gibt es eine Gruppe von Legierungen, die dem quaternären Typus angehören und neben Titan noch 9 bis 11 Gew.-% Vanadium plus 1,6 bis 2,2 Gew.-% Eisen plus 2 bis 4 Gew.-%

- 15 Aluminium enthalten.

Die oben definierten und näher gekennzeichneten mechanisch instabilen β -Titanlegierungen (im Sinne dieser Erfindung) zeigen drei Formgedächtniseffekte je nach thermomechanischer oder mechanischer Vorbehandlung und je nach Temperaturbereich. Wird auf eine derartige Legierung eine Spannung durch

- 20 Zug, Druck, Scherung oder eine Kombination von mindestens zwei dieser Operationen derart ausgeübt, dass eine primäre bleibende Verformung erzeugt wird, so sind die Voraussetzungen für die Einstellung eines Gedächtniseffekts gegeben.
- 25 Durch eine an die Verformung anschliessende Erwärmung des Bauteils auf eine Temperatur oberhalb A_S stellt sich zunächst der Einweg-Effekt ein (siehe Fig. 3). Bei weiterer Erwärmung bis A_F ist der Effekt, der in einer der ursprünglichen Verformungsrichtung entgegengesetzten Verformung besteht, beendet. A_S und A_F geben also die Temperatur der
- 30

beginnenden bzw. beendeten Rückumwandlung des Martensits
 in die Hochtemperaturphase an. Im Gegensatz zu herkömm-
 lichen Gedächtnislegierungen liegen bei mechanisch in-
 stabilen β -Titanlegierungen A_S und A_F verhältnismässig
 5 hoch (im Gebiet oberhalb 100°C), was ein neues Verwendungs-
 gebiet erschliesst. Wird das Bauteil von einer Temperatur
 in der Nähe von A_F auf Raumtemperatur abgekühlt, so bleibt
 die durch den Einwegeffekt erzielte Verformung bestehen.
 Auf diese Weise lassen sich z.B. feste Verbindungen von
 10 Bauelementen verwirklichen. Wird die primäre bleibende
 Verformung über ein gewisses Mass hinaus erhöht, so stellt
 sich nach darauffolgender Erwärmung zunächst wieder der
 Einwegeffekt beim Durchlaufen der Strecke zwischen A_S und
 A_F ein. Wird nun noch etwas über A_F hinaus erwärmt, so be-
 15 findet sich das Material nun im Zustand, wo es einen Zwei-
 wegeffekt zeigt (siehe Fig. 4). Bei der Abkühlung aus
 einem Temperaturbereich von ca. 300 bis 350°C herunter
 auf Raumtemperatur erleidet das Bauteil eine Verformung,
 welche in entgegengesetzter Richtung zu derjenigen des
 20 Einwegeffekts verläuft, somit der ursprünglich aufge-
 brachten bleibenden Verformung gleichgerichtet ist. Im
 Gegensatz zu den herkömmlichen Gedächtnislegierungen des
 Ni/Ti- und β -Messingtyps erfolgt diese Verformung mit
 der Temperatur kontinuierlich und praktisch hysteresis-
 25 frei: Das Verhalten des Materials hat also eher Ähnlich-
 keit mit demjenigen eines Bimetalls. Im vorliegenden Fall
 von Ti10V2Fe3Al ist die Kurve nicht linear sondern leicht
 gekrümmt, so dass sie gegen die Temperaturachse hin konkav
 erscheint. Wird ein in üblicher Weise für den Einwegeffekt
 30 vorbehandeltes Material wesentlich über A_F hinaus erwärmt
 und auf der erreichten Temperatur gehalten, so kann ein
 dritter Effekt, der isotherme Gedächtniseffekt beobachtet
 werden (siehe Fig. 5). Dabei verformt sich das Bauteil in
 einem zum Einwegeffekt gegenläufigen Sinne. Im Falle der

obenerwähnten Titanlegierung wurde dieser Effekt bei ca. 400°C ausgelöst. Er ist irreversibel und auf die Umwandlung der martensitischen α' -Phase in die stabile α -Phase zurückzuführen. Das Gefüge besteht dann im wesentlichen aus den stabilen Phasen α und β . Dieser Effekt kann z.B. zur Konstruktion einer lösbaren Schrumpfverbindung herangezogen werden.

Bei der Herstellung des Bauteils aus der Titanlegierung ist es notwendig, das Werkstück aus dem oben angegebenen Temperaturgebiet - vorzugsweise oberhalb der β -Umwandlungslinie - mit einer Geschwindigkeit abzukühlen, welche einerseits hoch genug ist, um die mechanisch instabile β -Phase zu erhalten und andererseits die Bildung jeglicher neuen Phase ausser der athermalen ω -Phase zu unterdrücken. Als weitere Bedingung kommt hinzu, dass höchstens die Bildung von maximal 10 Vol.-% durch Abschrecken thermisch induzierten Martensits zugelassen sein soll. Es geht also darum, den β -Gefügezustand durch Abschrecken möglichst rein bis zur Raumtemperatur herunter zu verschleppen. Der Idealfall stellt 100 % mechanisch instabile β -Phase dar. Der Martensit soll sich ja erst nachher, durch Aufbringen einer Verformung, d.h. spannungsinduziert bilden. Was die athermale ω -Phase betrifft, so lässt sich deren Bildung oftmals nicht ganz vermeiden.

Für die Stabilität des Gedächtniseffektes sind allfällige ω -Ausscheidungen jedenfalls unerwünscht. Die obere Grenze der sinnvollen bleibenden Verformung zur Induzierung des Martensits ergibt sich aus der Tatsache, dass bei grösseren Verformungen das Plateau der rückgewinnbaren Dehnung erschöpft ist (siehe Fig. 2, wo diese Grenze für Ti10V2Fe3Al bei ca. 6 % liegt). Im Folgenden soll die Temperatur A_S , welche bereits oben allgemein beschrieben worden ist, im Sinne dieser Erfindung als verfahrenstech-

- nische Grösse genauer definiert werden. Unter A_S soll jene Temperatur verstanden werden, bei welcher 1/100 der zuvor aufgebrauchten, primären bleibenden mechanischen Verformung zurückgebildet ist. Als weitere, für die Gedächtnis-
- 5 effekte charakteristische Grösse soll A_{90} eingeführt werden. Darunter soll jene Temperatur verstanden werden, bei welcher das Gefüge des Bauteils nach vorangegangener Verformung und darauffolgender Erwärmung noch maximal 10 Vol.-% Martensit enthält.
- 10 Soll der Einwegeffekt erzielt werden, so ist das Werkstück nach erfolgter primärer Verformung auf eine Temperatur oberhalb A_S zu erhitzen. Im Falle des isothermen Effektes muss das Werkstück auf eine Temperatur erhitzt werden, bei welcher sich die stabile α -Phase ausscheidet, und es ist
- 15 auf dieser Temperatur so lange zu halten, bis sich mindestens 1 Vol.-% der ursprünglichen Phase in die α -Phase umgewandelt haben. Soll der Zweiwegeffekt ausgenutzt werden, so ist das Werkstück nach erfolgter primärer Verformung auf eine Temperatur oberhalb A_{90} zu erhitzen und nachher auf
- 20 eine solche unterhalb A_S abzukühlen. Die vorgenannten Bedingungen sind die Minimalbedingungen, um die besagten Gedächtniseffekte überhaupt zu erzielen. Den optimalen Einwegeffekt erhält man jedoch erst nach einem Erhitzen auf eine um A_F liegende Temperatur. Für den isothermen
- 25 Effekt ist im allgemeinen eine Erhitzung auf eine mindestens 50°C über dem A_F -Punkt liegende Temperatur notwendig. Der Zweiwegeffekt kann durch Erhitzen auf eine zwischen A_S und A_F liegende Temperatur erreicht werden, wobei das Gefüge teilweise aus der α -Phase, teilweise aus der
- 30 β -Phase besteht.

Ausführungsbeispiel I:

β -Titanlegierungen werden im allgemeinen durch doppeltes Lichtbogenschmelzen mit verzehrbare Elektrode hergestellt. Ausgangsmaterial sind Titanschwamm und entsprechende Vorlegierungen. Der Schmelzprozess erfolgt unter Vakuum oder
5 Schutzgas mit niedrigem Wasserstoff-Partialdruck. Zur Herstellung eines Bauteils werden die Komponenten gemischt, erschmolzen und gegossen und das auf diese Weise erhaltene Werkstück warmverformt und einer Lösungsglühung im Temperaturgebiet mindestens der teilweisen Existenz der stabilen
10 β -Phase unterworfen. Daraufhin wird das Werkstück auf Raumtemperatur abgeschreckt und einer mechanischen Verformung sowie einer weiteren thermischen Behandlung unterzogen.

Im vorliegenden Fall wurde von Halbzeug in Form eines
15 zylindrischen Schmiedestückes von 254 mm Durchmesser und einem Gewicht von 130 Kg ausgegangen. Die Titanlegierung entsprach der Bezeichnung Ti-10V-2Fe-3Al und hatte folgende tatsächliche Zusammensetzung:

20	V	=	9,3 Gew.-%
	Fe	=	1,8 Gew.-%
	Al	=	3,2 Gew.-%
	C	=	0,03 Gew.-%
	O	=	0,08 Gew.-%
	Ti	=	Rest

25 Aus dem Material im Anlieferungszustand wurden Proben angefertigt, und zwar Zugproben gemäss Fig. 6, sowie hohle Torsionsproben gemäss Fig. 7.

Um einen eindeutigen reproduzierbaren Ausgangszustand einzustellen, wurden die Proben im Gebiet der β -Phase bei

850°C während 60 Minuten lösungsgeglüht und anschliessend in bewegtes Wasser auf Raumtemperatur abgeschreckt. Um Oxydation während der Lösungsglühung auszuschliessen, wurde die Wärmebehandlung entweder in einem Vakuumofen
5 durchgeführt, oder die Proben wurden in eine luftdicht versiegelte, mit Schutzgas gefüllte Quarzglasampulle gegeben. Die Glasampulle zerbricht unmittelbar beim Eintauchen in das Abschreckmedium (Wasser) und erlaubt so ein schnelles Abschrecken. Sowohl bei der Wärmebehandlung unter Vakuum
10 als auch bei Verwendung der schutzgasgefüllten Ampulle wurden die Proben zusätzlich lose in Zirkonfolie eingewickelt, um restlichen Sauerstoff durch dessen hohe Affinität zu Zirkon abzubinden.

Um den Einwegeffekt zu erhalten, wurden Zugproben bei
15 Raumtemperatur mit einer Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon} = 0,0007 \text{ sec}^{-1}$ verformt. Proben, die bis zu 3 % bleibend verformt wurden, kehrten praktisch vollständig zu ihrer ursprünglichen Länge (vor der Verformung) zurück, nachdem sie in einem Salzbad auf 300°C aufgeheizt und für 60 sec bei
20 dieser Temperatur gehalten wurden. Proben, die mehr als 3 % verformt wurden, zeigten zwar ebenfalls einen Einwegeffekt, kehrten aber nicht mehr vollständig in ihre Ausgangsform zurück. Bei Verformungen von mehr als 7 % war kein Gedächtniseffekt mehr messbar (siehe Fig. 2). Bei
25 einer primären Verformung unter Anwendung von Druck statt Zug konnten die gleichen Phänomene mit den selben Ergebnissen festgestellt werden.

Der an einem Zugstab gemessene Einwegeffekt ist schematisch in Fig. 3 darges tellt. Aehnliche Ergebnisse erhält man
30 mit Torsionsstäben oder bei der Umkehrung der Verformung (Druckbelastung).

Ausführungsbeispiel_II:

Aus dem gleichen Material und nach dem gleichen Verfahren wie unter Beispiel I angegeben wurden Zug- und Torsionsproben hergestellt. Eine Zugprobe wurde bei Raumtemperatur derart beansprucht, dass eine bleibende Verformung von 3,7 % erzeugt wurde. Beim Aufheizen zeigte die Probe zunächst einen Einwegeffekt, d.h. es trat eine Schrumpfung in der Längsachse ein (qualitativ ähnlich Fig. 3). Nach dem Abkühlen auf Raumtemperatur zeigte sich eine Ausdehnung in der Längsrichtung. Die Probe wurde nun einige Male zyklisch aufgeheizt und abgekühlt. Die entsprechende Dehnung bzw. Kontraktion zwischen Raumtemperatur und ca. 340°C betrug 0,4 % (Zweiwegeffekt).

Ausführungsbeispiel_III:

Aus Ti10V2Fe3Al wurde gemäss Beispiel I ein Torsionsstab (siehe Fig. 7) gefertigt. Der Stab wurde bei Raumtemperatur um 1,16 rad (entsprechend $\epsilon = 5,8 \%$) verdreht. Nach Wegnahme der Last federte er auf einen Drallwert von 0,774 rad (entsprechend $\epsilon = 3,87 \%$) bleibender Verformung zurück. Beim Aufheizen auf 320°C ging die Verformung auf 0,61 rad (entsprechend $\epsilon = 3,05 \%$) zurück. Beim anschliessenden Abkühlen auf Raumtemperatur nahm die Verformung um 0,098 rad (entsprechend $\epsilon = 0,49 \%$) zu. Ein nochmaliges Aufheizen auf 300°C verminderte die Verformung wieder um 0,082 rad (entsprechend $\epsilon = 0,41 \%$). Nach 5 Erwärmungs/Abkühlungs-Zyklen zwischen Raumtemperatur und 320°C ergab sich eine Verformungsdifferenz um 0,078 rad (entsprechend $\epsilon = 0,39 \%$). Dieser Torsions-Zweiwegeffekt entspricht qualitativ (nicht genau numerisch) ebenfalls dem in Fig. 4 dargestellten Phänomen.

Ausführungsbeispiel IV:

Gemäss Beispiel I wurden Zugproben aus Ti10V2Fe3Al herausgearbeitet und wie dort beschrieben verformt und auf 300°C aufgeheizt. Dabei stellte sich erwartungsgemäss der Ein-
5 wegeffekt in Form einer entsprechenden Schrumpfung in der Längsrichtung des Stabes ein. Anschliessend wurden die Proben auf eine Temperatur von 400 bis 450°C aufgeheizt und auf dieser Temperatur während 100 min gehalten. Dabei dehnten sich die Probestäbe in Längsrichtung vom Werte
10 aus, die in der Grössenordnung von 1 bis 2 % lagen, je nach aufgebraachter primärer Verformung. Dieser, dem Einwegeffekt entgegenlaufende irreversible isotherme Effekt ist qualitativ in Fig. 5 dargestellt. Es können dabei Werte der Dehnung von bis rel. 50 % (bezogen auf die
15 primär aufgebraachte bleibende Verformung) erreicht werden.

Ausführungsbeispiel V:

Siehe Fig. 8.

Aus dem Material gemäss Beispiel I und nach der dort angegebenen Vorbehandlung wurde ein Draht hergestellt und
20 daraus eine Schraubenfeder 7 gewunden. Hierauf wurde diese Feder einer Behandlung gemäss Beispiel II bzw. III unterworfen, um den Zweiwegeffekt dergestalt herbeizuführen, dass sich die im Ruhezustand bei Raumtemperatur unter einer geringen Druckvorspannung befindliche Feder 7 bei
25 Temperaturerhöhung sukzessive zusammenzieht. Die Feder 7 aus Gedächtnislegierung wurde in einen elektrischen Schalter gemäss Fig. 8 zusammen mit einer gewöhnlichen Druckfeder 8 zusammengebaut. Der Strom wird über die Feder 8 geleitet. Im Normalzustand bewirkt er keine Erwärmung, so
30 dass sich letztere praktisch auf Raumtemperatur befindet und mit der Gegenfeder 8 im Gleichgewicht ist. Bei Ueberstrom verkürzt sich zufolge Erwärmung die Feder 7 und

entlastet dadurch die Gegenfeder 8, so dass die oberen Kontakte 5/6 schliessen und z.B. dadurch einen Hauptschalter zur Unterbrechung des Stromkreises auslösen. Selbstverständlich sind auch alle umgekehrten Kombinationen von 7 und 8 ausführbar, wie unter Fig. 8 beschrieben ist.

Ausführungsbeispiel VI:

Siehe Fig. 9.

Aus dem Material gemäss Beispiel I und nach der dort angegebenen Vorbehandlung wurde ein Torsionsstab nach Fig. 7 hergestellt. Letzterer wurde gemäss Beispiel II bzw. III weiterbehandelt, um den Zweiwegeeffekt zu erzeugen. Der vorbereitete Torsionsstab 10 wurde nun mit einem Schaltarm 11 versehen und auf die Grundplatte 9 montiert. Alle weiteren Bauelemente des elektrischen Schalters ergeben sich aus der Beschreibung der Fig. 9. Der Torsionsstab 10 kann dabei direkt vom Strom durchflossen sein (direkte Heizung) oder von einem isolierten Heizwendel dicht umschlossen sein (indirekte Heizung). Der Auslösemechanismus ist prinzipiell der gleiche wie unter Beispiel I angegeben. Die Gegenfeder kommt hier in Wegfall. Diese Konstruktion zeichnet sich durch grosse Einfachheit aus. Durch geeignete Wahl der Geometrie des Schalters (Länge des Schaltarms und Schwenkbereich etc.) kann die Auslösetemperatur in weiten Grenzen eingestellt werden.

Ausführungsbeispiel VII:

Siehe Fig. 10 bis 13.

Aus Ti10V2Fe3Al wurde eine hohlzylindrische Muffe 13 von 20,25 mm Innen- und 26,25 mm Aussendurchmesser bei 30 mm axialer Länge hergestellt. Sie diente dazu, um zwei Rohre 14 (Metall, Kunststoff, Keramikmaterial) von 20,6 mm

Aussendurchmesser zu verbinden. Die Muffe 13 wurde gemäss Beispiel I vorbehandelt (Lösungsglühen, Abschrecken). Hierauf wurde sie mittels einer polierten Stahlkugel 16 von 21 mm Durchmesser durch axiales Hindurchdrücken (siehe Pfeil in Fig. 11) auf einen Innendurchmesser von 20,79 mm aufgeweitet. Nun wurden die Rohre 14 symmetrisch axial in die Muffe eingeschoben und das Ganze auf eine bei A_F liegende Temperatur (im vorliegenden Fall ca. 260°C) aufgeheizt. Durch das in Erscheinungtreten des Einwegeffektes wurde eine dichte feste Schrumpfverbindung der Rohre 14 erzielt, die auch bei Abkühlung auf Raumtemperatur erhalten bleibt, da sich die Muffe höchstens noch geringfügig weiter zusammenzieht. Der Vorteil dieser Verbindung unter Verwendung eines Bauelements aus einer mechanisch instabilen β -Titanlegierung liegt darin, dass dieses bei Raumtemperatur vorverformt werden kann, da die Temperaturen A_S und A_F verhältnismässig hoch liegen. Dies ist beispielsweise bei Legierungen auf Ni/Ti-Basis nicht der Fall. Da muss bei Temperaturen weit unterhalb der Raumtemperatur vorverformt werden, wozu spezielle Kühlmittel und entsprechende Apparaturen erforderlich sind. Demgegenüber kann die Erwärmung der Muffe 13 aus Titanlegierung in einfacher Weise in jeder Werkstatt und auch im Freien oder am Montageplatz mittels Lötlampe, Schweissbrenner etc. bewerkstelligt werden, wobei zur Temperaturüberwachung einfache Mittel (Anlauffarben, Temperaturkreiden etc.) genügen.

Soll die Verbindung wieder gelöst werden, so kann hiezu der isotherme Effekt herangezogen werden. Dabei wird die aufgeschrumpfte Muffe 17 (Fig. 12) auf eine Temperatur von ca. A_F plus 100 bis 150°C gebracht, wobei sich der irreversible isotherme Gedächtniseffekt einstellt und sich die Muffe ausdehnt (18 in Fig. 13). In diesem Zustand können die Rohre 14 aus der Muffe 18 herausgezogen werden. Soll

letztere wieder Verwendung finden, so muss der Prozess von Anfang an wiederholt werden: Lösungsglügen, Abschrecken, Vorverformen etc.

Die Anwendung des erfindungsgemässen Verfahrens und die
5 Verwendung der danach hergestellten Bauteile ist nicht auf die beschriebenen Ausführungsbeispiele beschränkt. Das Bauteil kann unter wahlweiser Ausnutzung mindestens eines der oben beschriebenen Effekte beispielsweise die Form einer einfachen oder abgesetzten Blattfeder oder die Form
10 eines beliebigen Torsionsstabes sowie diejenige einer zylindrischen oder konischen Schraubenfeder aufweisen. Als Verbindungs- bzw. Abschlusselemente z.B. Hohlkörper können die Bauteile aus Gedächtnislegierung die verschiedensten Formen aufweisen, wovon die Fig. 14 bis 17 nur eine Aus-
15 wahl zeigen. Insbesondere kann das Bauteil die Form eines einfachen oder abgesetzten zylindrischen, vierkantigen, sechskantigen oder achtkantigen Hohlkörper aufweisen. Ferner kann das Bauteil als eine mit einem Randwulst versehene einseitig oder zweiseitig abgesetzte volle oder
20 gelochte zylindrische oder polygonale Scheibe ausgeführt werden.

Die Bauteile aus mechanisch instabiler β -Titanlegierung können beispielsweise als temperaturabhängige Auslöse-
elemente in elektrischen Schaltern, als Temperaturfühler
25 allgemein, als feste oder lösbare Verbindungsmuffen für Rohre und Stangen sowie als feste oder lösbare Dichtungen (Scheiben- oder Muffenform) für keramische Bauelemente Verwendung finden.

Mit dem erfindungsgemässen Verfahren und den danach her-
30 gestellten Bauteilen wird dank der Erzielung von drei verschiedenen Gedächtniseffekten das Werkstoffangebot so-

wie der Verwendungsbereich der Gedächtnislegierungen bedeutend erweitert. Dies gilt insbesondere für Anwendungen oberhalb Raumtemperatur (speziell von 100°C an aufwärts), wo es eine technologische Lücke zu schliessen gibt.

- 5 β -Titanlegierungen zeichnen sich ausserdem durch gute Warm- wie Kaltverformbarkeit und Zerspanbarkeit aus. Im Falle von Ti10V2Fe3Al liegt überdies eine kommerziell erhältliche Legierung vor, was wesentliche wirtschaftliche Vorteile gegenüber bisherigen herkömmlichen Gedächtnis-
- 10 legierungen auf anderer Legierungsbasis bedeutet.

0062365

- 25 -

P a t e n t a n s p r ü c h e

1. Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer Titanlegierung, welche im stabilen Ausgangszustand bei Raumtemperatur mindestens teilweise die kubisch-raumzentrierte Phase enthält, wobei die Komponenten gemischt, erschmolzen und gegossen werden und das auf
5 diese Weise erhaltene Werkstück warmverformt und einer Lösungsglühung im Temperaturgebiet mindestens der teilweisen Existenz der stabilen β -Phase unterworfen und anschliessend auf Raumtemperatur abgeschreckt wird und
10 hierauf einer mechanischen Verformung sowie einer weiteren thermischen Behandlung unterzogen wird, dadurch gekennzeichnet, dass die Legierung in ihrer metallurgischen Zusammensetzung der Klasse der mechanisch instabilen β -Titanlegierungen angehört,
15 welche dadurch definiert sind, dass ihre kubisch-raumzentrierte β -Phase durch Aufbringen einer bleibenden Verformung mindestens teilweise in die spannungsinduzierte martensitische α'' -Phase umgewandelt werden kann, und dass das Werkstück mit einer Geschwindigkeit,
20 welche hoch genug ist, um die mechanisch instabile β -Phase zu erhalten und die Bildung jeglicher neuen Phase ausser der athermalen ω -Phase sowie von maximal 10 Vol.-% durch Abschreckung thermisch induzierten Martensits zu unterdrücken, aus dem Temperaturgebiet
25 oberhalb der β -Umwandlung oder oberhalb einer Temperatur, welche hoch genug ist, wenigstens teilweise die Bildung einer ihrerseits instabilen β -Phase zu bewirken, auf eine Temperatur abgeschreckt wird, bei welcher die β -Phase mechanisch instabil ist, und dass
30 die mechanische Verformung in der Anwendung von Zug, Druck, Scherung oder einer Kombination von mindestens zwei dieser Operationen im Temperaturbereich, in dem

die β -Phase mechanisch instabil ist, besteht, derart, dass eine bleibende Verformung von bis zu maximal 7 % erzeugt wird und dass die weitere thermische Behandlung mindestens in einer Erwärmung besteht.

- 5 2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,
dass die weitere thermische Behandlung in einer
Erwärmung auf eine Temperatur oberhalb A_S besteht,
wobei A_S jene Temperatur ist, bei welcher 1/100 der
zuvor aufgebrachten bleibenden mechanischen Verfor-
10 mung zurückgebildet ist.
3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,
dass die weitere thermische Behandlung in einer Er-
wärmung auf eine Temperatur besteht, welche hoch
genug ist, um die α -Phase zur Ausscheidung zu bringen,
15 sowie in einem Halten auf dieser Temperatur so lange,
bis mindestens 1 Vol.-% der ursprünglichen Phase
in die α -Phase umgewandelt sind.
4. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,
dass die weitere thermische Behandlung in einer Er-
20 wärmung auf eine Temperatur oberhalb A_{90} und einer
nachfolgenden Abkühlung auf eine Temperatur unterhalb
 A_S besteht, wobei A_{90} jene Temperatur ist, bei welcher
das Gefüge maximal 10 Vol.-% Martensit enthält, und
wobei A_S jene Temperatur ist, bei welcher 1/100 der
25 zuvor aufgebrachten bleibenden mechanischen Verfor-
mung zurückgebildet ist.
5. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,
dass die Titanlegierung mindestens eines der Elemente
V, Al, Fe, Ni, Co, Mn, Cr, Mo, Zr, Nb, Sn, Cu ent-
30 hält.

0062365

- 27 -

6. Verfahren nach Anspruch 5, dadurch gekennzeichnet, dass die in Atomprozenten ausgedrückten Konzentrationsgrenzen der Legierungselemente der Titanlegierung der Formel

$$5 \quad -1100 \leq \sum_{i=1}^n (A_i X_i + B_i X_i^2) \leq -700$$

genügen, wobei X_i die Konzentration des jeweiligen Elements in Atomprozent bedeutet und die Koeffizienten A_i und B_i dem jeweiligen Element gemäss nachfolgender Tabelle zugeordnet sind:

10	Element	A_i	B_i
	V	-29,1	-1,8
	Al	-15,6	+1,1
	Fe	-132,8	-17,2
	Ni	-67,5	-1,5
15	Co	-72,0	-6,0
	Mn	-84,9	-7,6
	Cr	-72,0	-6,0
	Mo	-66,7	-3,3
	Zr	-16,9	-0,3
20	Nb	-19,3	-0,53
	Sn	-25,2	+1,8
	Cu	-38,3	-1,3

7. Verfahren nach Anspruch 6, dadurch gekennzeichnet, dass die Titanlegierung dem binären Typus angehört und neben Titan noch 14 bis 20 Gew.-% Vanadium oder 4 bis 6 Gew.-% Eisen oder 6,5 bis 9 Gew.-% Mangan oder 13 bis 19 Gew.-% Molybdän enthält.

8. Verfahren nach Anspruch 6, dadurch gekennzeichnet, dass

5 die Titanlegierung dem ternären Typus angehört und neben Titan noch 13 bis 19 Gew.-% Vanadium plus 0,2 bis 6 Gew.-% Aluminium oder 4 bis 6 Gew.-% Eisen plus 0,2 bis 6 Gew.-% Aluminium oder 15, bis 2,3 Gew.-% Eisen plus 10 bis 14 Gew.-% Vanadium enthält.

10 9. Verfahren nach Anspruch 6, dadurch gekennzeichnet, dass die Titanlegierung dem quaternären Typus angehört und neben Titan noch 9 bis 11 Gew.-% Vanadium plus 1,6 bis 2,2 Gew.-% Eisen plus 2 bis 4 Gew.-% Aluminium enthält.

10. Verfahren nach Anspruch 9, dadurch gekennzeichnet, dass die Titanlegierung aus 10 Gew.-% Vanadium, 2 Gew.-% Eisen, 3 Gew.-% Aluminium, Rest Titan besteht.

15 11. Bauteil aus einer Titanlegierung, welche im Ausgangszustand bei Raumtemperatur aus einem ($\alpha + \beta$)-Gefüge besteht, durch Lösungsglühung oberhalb der β -Umwandlungstemperaturen und darauffolgendem Abschrecken in einem metastabilen Gefügezustand vorliegt, dadurch gekennzeichnet, dass die Legierung in ihrer metallur-
20 gischen Zusammensetzung der Klasse der mechanisch instabilen β -Titanlegierungen angehört, welche folgendermassen definiert ist:

25 - Legierung, welche nach einem Lösungsglühen oberhalb der β -Umwandlungstemperatur und nachfolgendem Abschrecken in Eiswasser mit einer Abkühlzeit von höchstens 10 sec für das Durchlaufen des Temperaturgefälles zwischen der β -Umwandlungstemperatur und einer Temperatur von 100°C und nach darauffolgender mechanischer Verformung

30 mindestens teilweise in die spannungsinduzierte

- martensitische Phase übergeführt werden kann, und dass das Bauteil nach dem Abschrecken durch Aufbringen einer bleibenden Verformung von maximal 7 % durch Zug, Druck, Scherung oder eine Kombination dieser Verformungszustände im Zustand spannungsinduzierten Martensits in Form des $\mathcal{L}$ "-Gefüges vorliegt und einen Gedächtniseffekt aufweist.
12. Bauteil nach Anspruch 11, dadurch gekennzeichnet, dass es nach Erhitzen auf eine dem A_F -Punkt entsprechende Temperatur in Form von β -Gefüge vorliegt und einen Einweg-Gedächtniseffekt zeigt, wobei A_F diejenige Temperatur bezeichnet, bei welcher die Rückumwandlung des Martensits in die Hochtemperaturphase zu 99 % abgeschlossen ist.
13. Bauteil nach Anspruch 11, dadurch gekennzeichnet, dass es nach Erhitzen auf eine zwischen dem A_S - und dem A_F -Punkt liegende Temperatur teilweise in Form von $\mathcal{L}$ "-Gefüge und teilweise in Form von β -Gefüge vorliegt und einen kontinuierlichen Zweiweg-Gedächtniseffekt zeigt, wobei A_S diejenige Temperatur bezeichnet, bei der 1/100 der zuvor aufgebrachten bleibenden mechanischen Verformung zurückgebildet ist und A_F diejenige Temperatur bezeichnet, bei der die Rückumwandlung des Martensits in die Hochtemperaturphase zu 99 % abgeschlossen ist.
14. Bauteil nach Anspruch 11, dadurch gekennzeichnet, dass es nach Erhitzen auf eine mindestens 50°C oberhalb des A_F -Punktes liegende Temperatur und entsprechendem Halten auf dieser Temperatur teilweise in Form von β -Gefüge und teilweise in Form von $\mathcal{L}$ -Gefüge vorliegt und einen irreversiblen isothermen Gedächtnis-

effekt zeigt, wobei A_F diejenige Temperatur bezeichnet, bei der die Rückumwandlung des Martensits in die Hochtemperaturphase zu 99 % abgeschlossen ist.

- 5 15. Bauteil nach einem der Ansprüche 12 bis 14, dadurch gekennzeichnet, dass es die Form einer einfachen oder abgesetzten Blattfeder oder die Form eines Torsionsstabes oder die Form einer zylindrischen oder konischen Schraubenfeder aufweist.
- 10 16. Bauteil nach einem der Ansprüche 12 bis 14, dadurch gekennzeichnet, dass es die Form eines einfachen oder abgesetzten zylindrischen, vierkantigen, sechskantigen oder achtkantigen Hohlkörpers aufweist.
- 15 17. Bauteil nach einem der Ansprüche 12 bis 14, dadurch gekennzeichnet, dass es die Form einer mit einem Randwulst versehenen einseitig oder zweiseitig abgesetzten vollen oder gelochten zylindrischen oder polygonalen Scheibe aufweist.
- 20 18. Verwendung eines Bauteils nach Anspruch 12 oder 13 als temperaturabhängiges Auslöseelement in einem elektrischen Schalter.
19. Verwendung eines Bauteils nach Anspruch 12 oder 13 oder 12 und 14 als feste oder lösbare Verbindungsmuffe von Rohren und Stangen.
- 25 20. Verwendung eines Bauteils nach Anspruch 12 oder 13 als feste oder lösbare scheiben- oder muffenförmige Dichtung für keramische Bauelemente.

Fig. 1

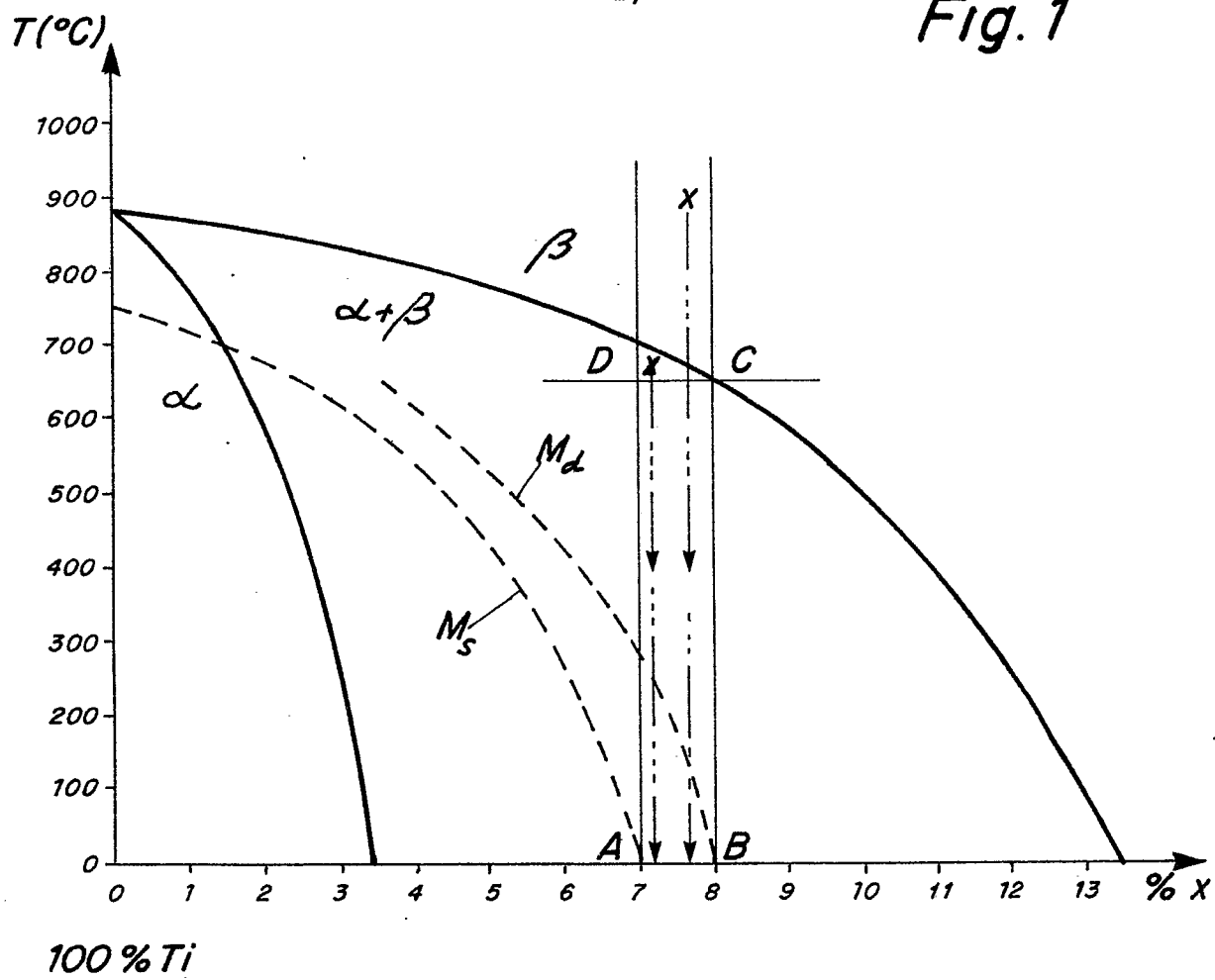


Fig. 2

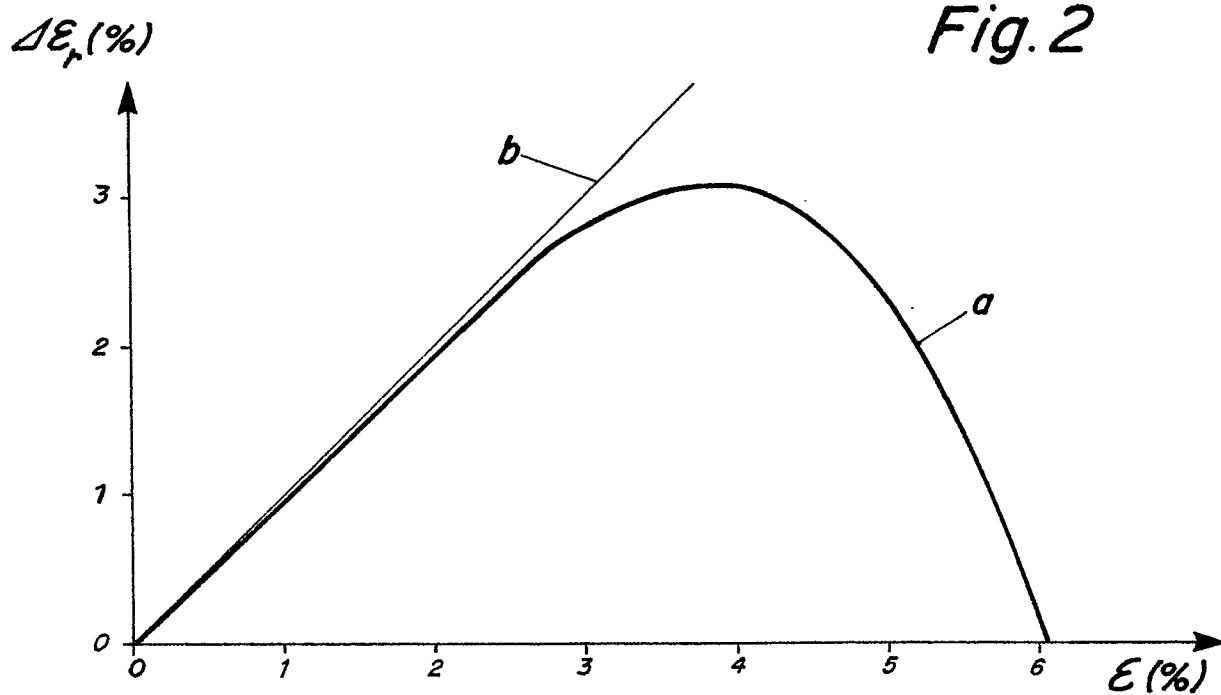


Fig. 3

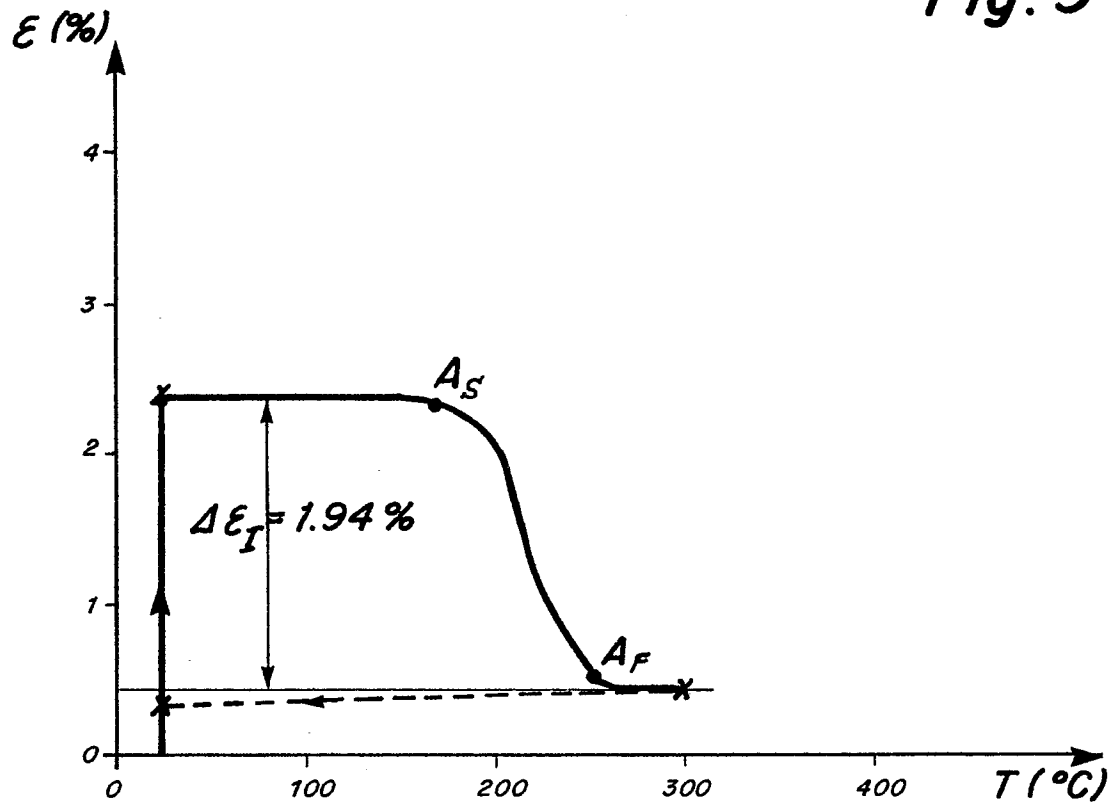


Fig. 4

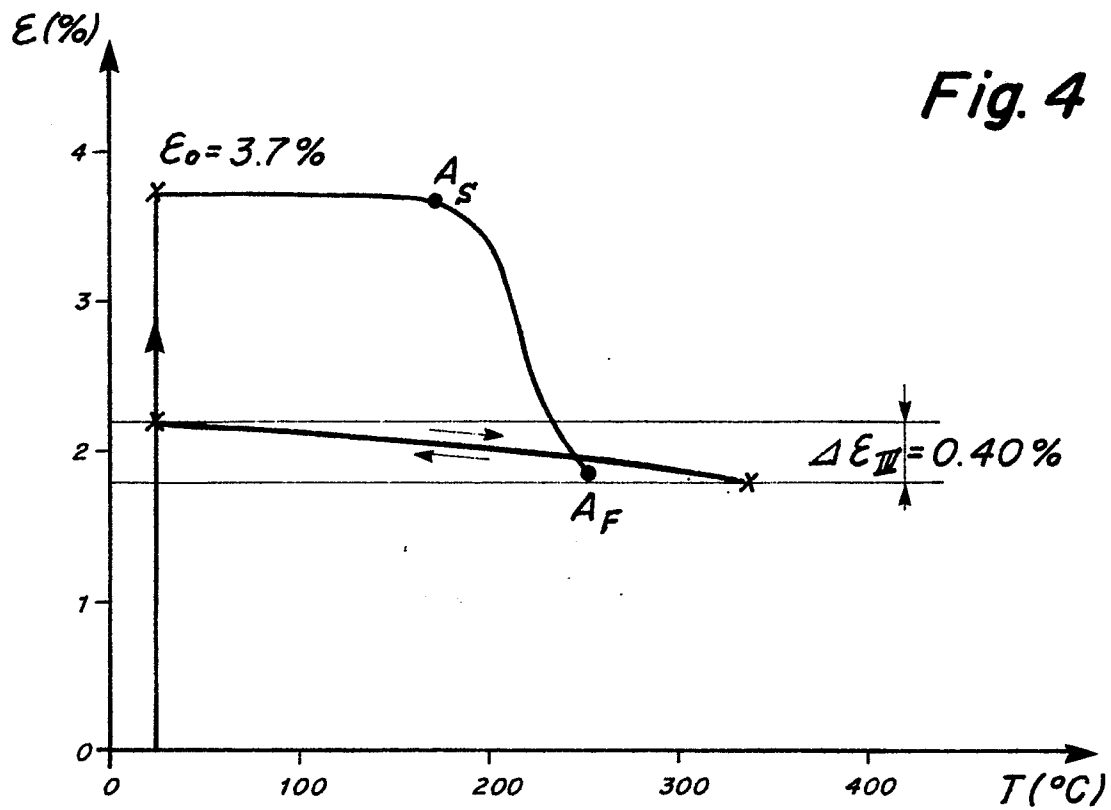


Fig. 5

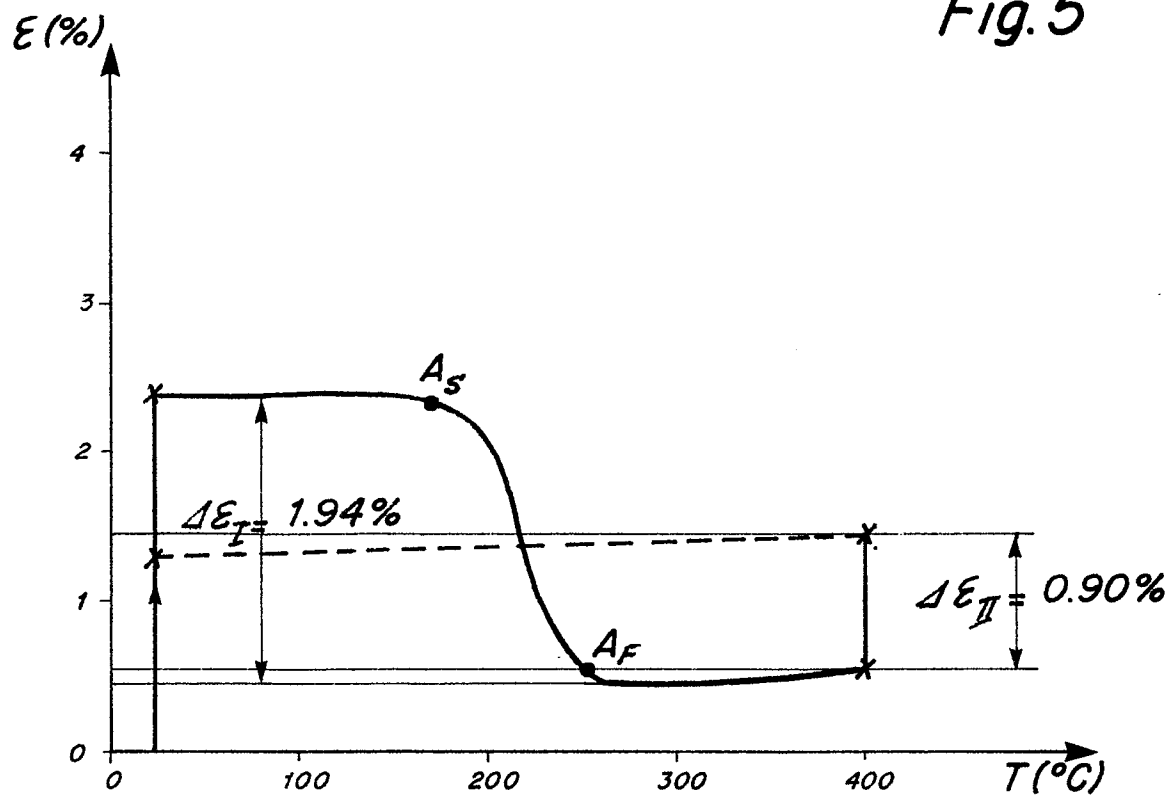


Fig. 6

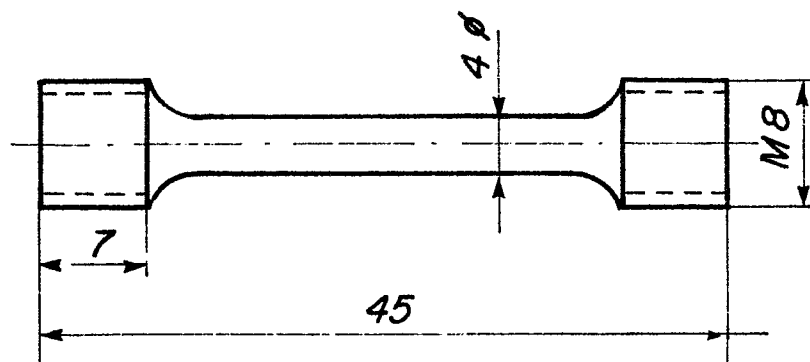


Fig. 7

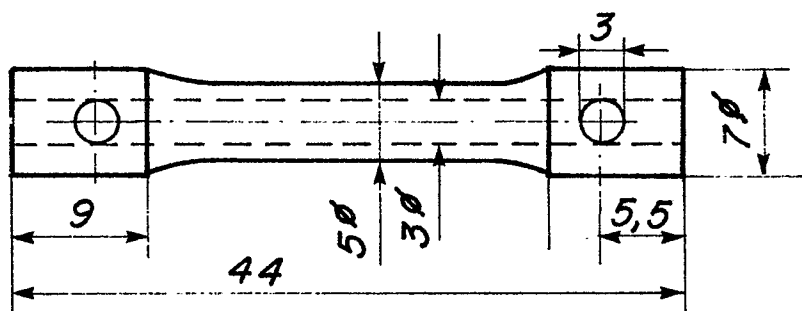


FIG. 8

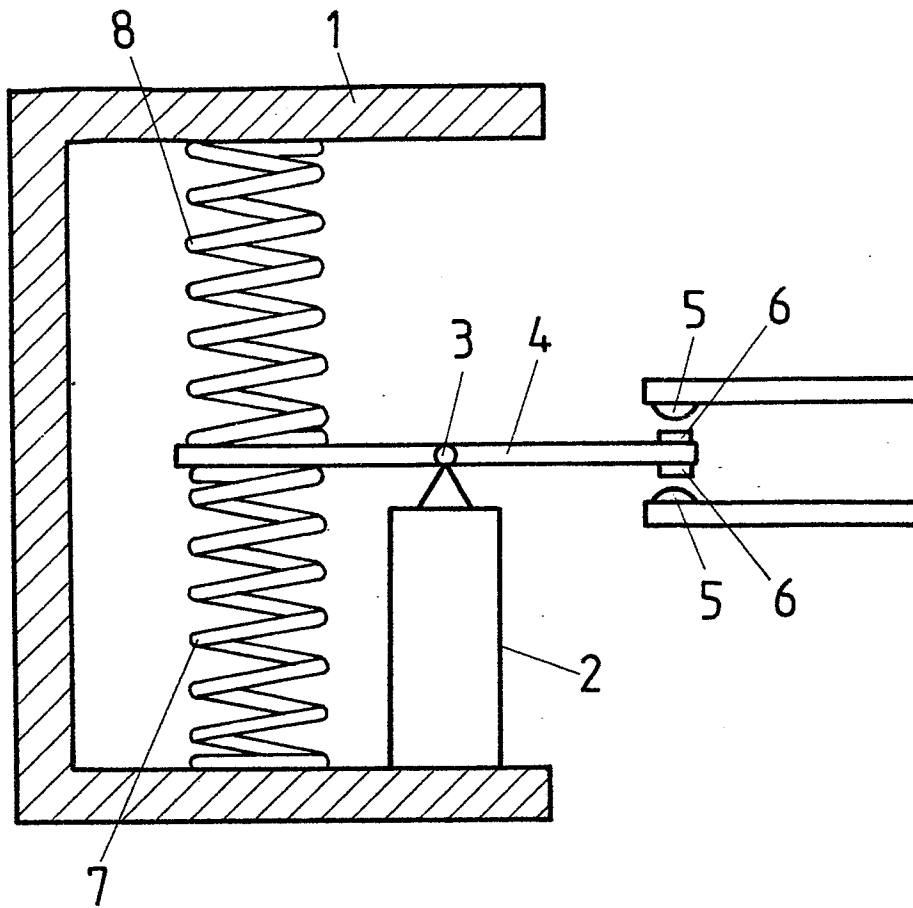


FIG. 9

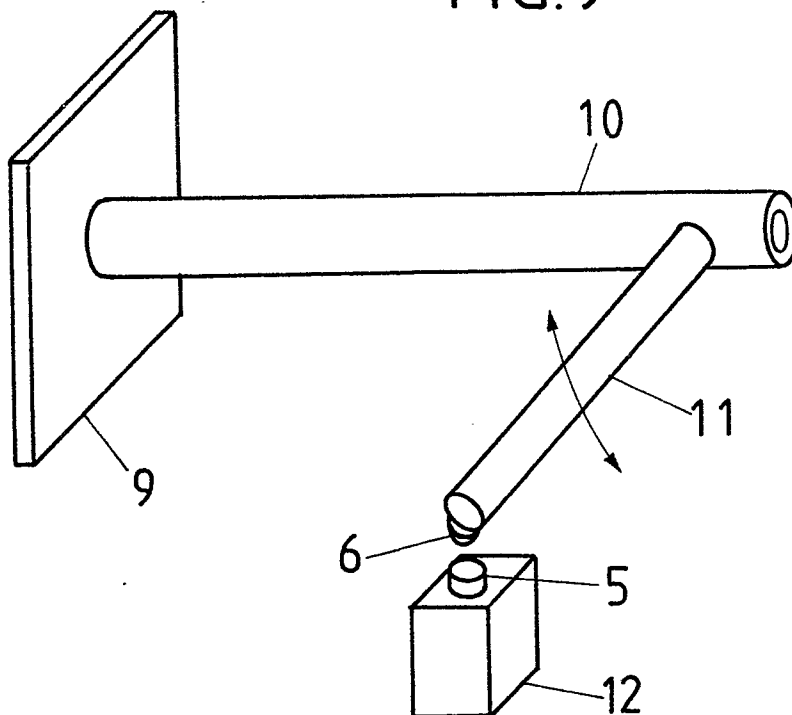


FIG.10

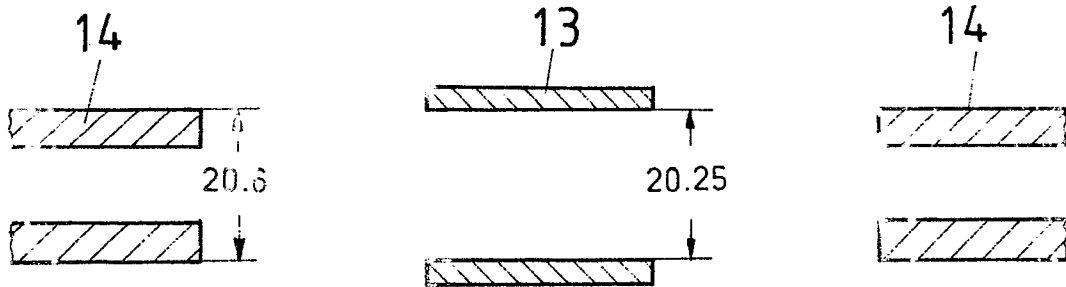


FIG.11

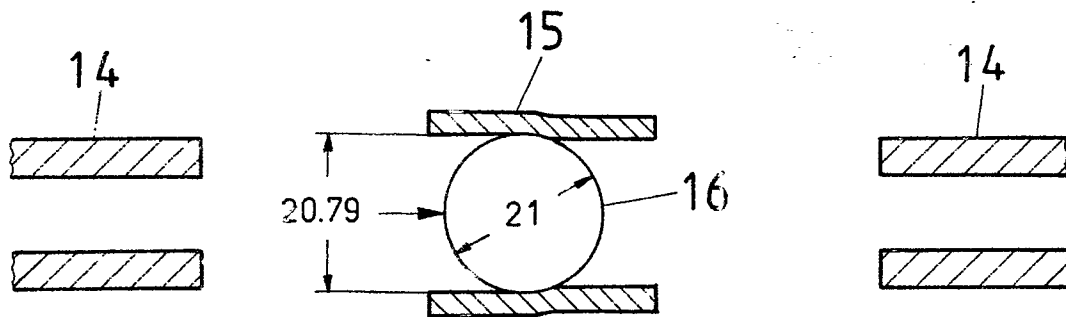


FIG.12

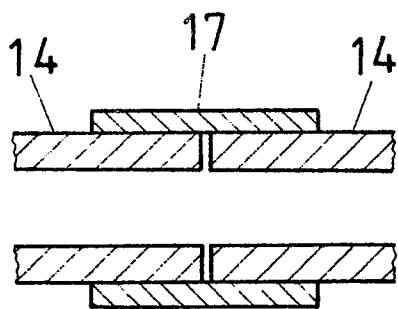


FIG.13

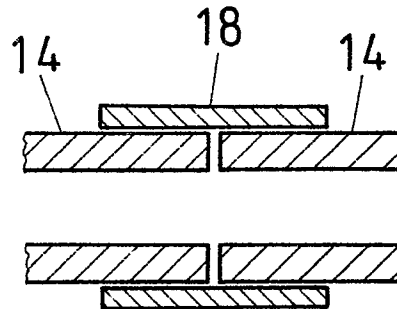


FIG.14

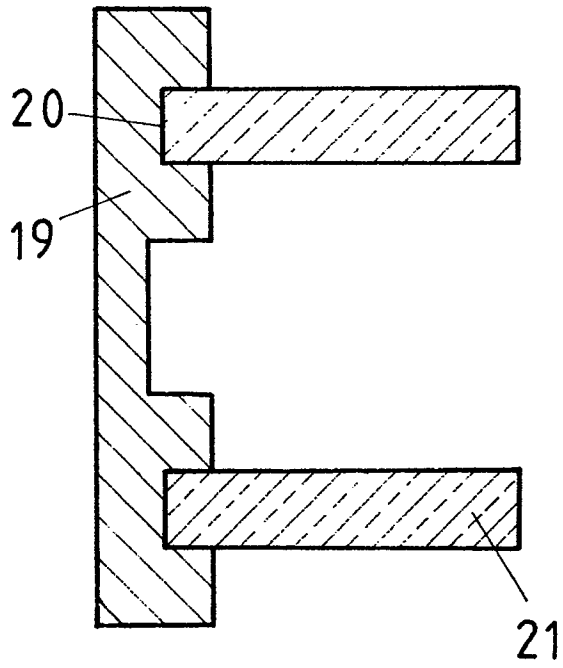


FIG.15

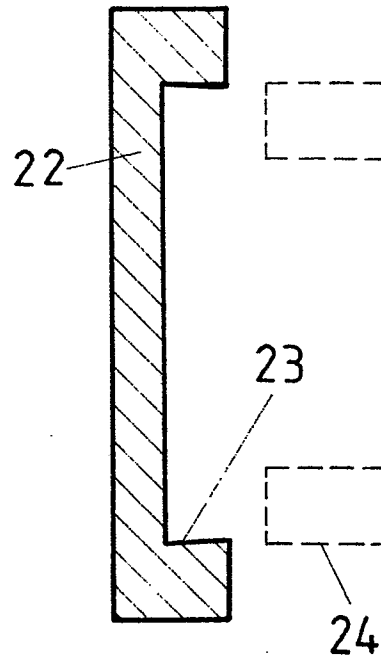


FIG.16

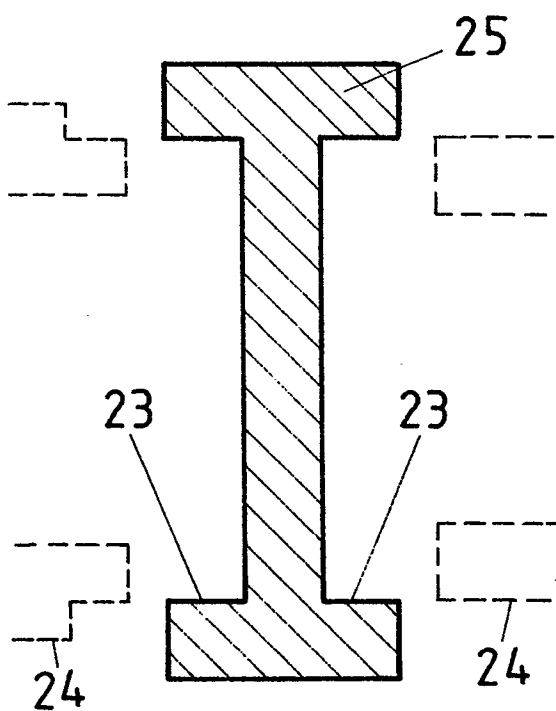
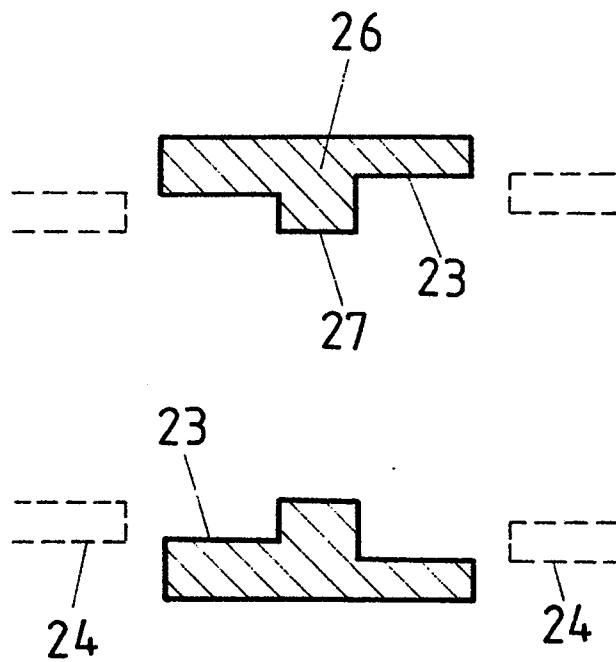


FIG.17





Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

0062365
Nummer der Anmeldung

EP 82 20 0313

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int. Cl. ³)
A	US-A-3 748 197 (WILLSON et al.) * Patentansprüche 1,5 *	1	C 22 F 1/18 C 22 C 14/00
A	--- US-A-3 652 969 (WILLSON et al.) * Patentansprüche 1,6 *	1,12, 18	
A	--- FR-A-2 301 602 (RAYCHEM CORP.) * Patentanspruch 1 * -----	1	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int. Cl. ³)
			C 22 F 1/00 C 22 C 14/00
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt.			
Recherchenort DEN HAAG		Abschlußdatum der Recherche 08-07-1982	
		Prüfer LIPPENS M.H.	
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTEN			
X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet		E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist	
Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie		D : in der Anmeldung angeführtes Dokument	
A : technologischer Hintergrund		L : aus andern Gründen angeführtes Dokument	
O : mündliche Offenbarung			
P : Zwischenliteratur		& : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	
T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze			