



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets



Veröffentlichungsnummer: **0 455 005 B1**

12

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

Veröffentlichungstag der Patentschrift: **13.09.95**

Int. Cl.⁶: **C22C 14/00**

Anmeldenummer: **91105503.6**

Anmeldetag: **08.04.91**

Hochtemperaturlegierung für Maschinenbauteile auf der Basis von dotiertem Titanaluminid.

Priorität: **04.05.90 CH 1523/90**
04.05.90 CH 1524/90
11.05.90 CH 1616/90

Veröffentlichungstag der Anmeldung:
06.11.91 Patentblatt 91/45

Bekanntmachung des Hinweises auf die
Patenterteilung:
13.09.95 Patentblatt 95/37

Benannte Vertragsstaaten:
AT CH DE FR GB IT LI NL

Entgegenhaltungen:
EP-A- 0 363 598
EP-A- 0 405 134
EP-A- 0 413 524
US-A- 3 203 794

Patentinhaber: **ASEA BROWN BOVERI AG**
Haselstrasse 16
CH-5401 Baden (CH)

Erfinder: **Nazmy, Mohamed, Dr.**
Zelglistr. 30
CH-5442 Fislisbach (CH)
Erfinder: **Staubli, Markus**
Haushalde 9
CH-5605 Dottikon (CH)

EP 0 455 005 B1

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

Beschreibung

TECHNISCHES GEBIET

5 Die Erfindung bezieht sich auf eine Hochtemperaturlegierung für ein mechanisch hochbeanspruchtes Bauteil einer thermischen Maschine auf der Basis von dotiertem Titanaluminid.

Intermetallische Verbindungen des Titans mit dem Aluminium haben einige interessante Eigenschaften, welche sie als Konstruktionswerkstoffe im mittleren und höheren Temperaturbereich als attraktiv erscheinen lassen. Dazu gehört unter anderem ihre gegenüber Superlegierungen niedrige Dichte, die nur ca. 1/2 des
 10 Wertes für Ni-Superlegierungen erreicht. Ihrer technischen Verwendbarkeit in der vorliegenden Form steht allerdings ihre Sprödigkeit entgegen. Erstere kann durch Zusätze verbessert werden, wobei auch höhere Festigkeitswerte erreicht werden. Als mögliche und zum Teil bereits eingeführte intermetallische Verbindungen sind unter anderem Nickelaluminide, Nickelsilizide und Titanaluminide als Konstruktionsstoffe bekannt.

15 STAND DER TECHNIK

Eine wärmebeständige Legierung auf der Basis von dotiertem Titanaluminid ist in EP-A-0 363 598 beschrieben. Diese Legierung weist neben Titan und unvermeidlichen Verunreinigungen 29 bis 35 Gewichtsprozent Al, 0,5 bis 20 Gewichtsprozent Niob, sowie 0,1 bis 1,8 Gewichtsprozent Silicium und/oder 0,3 bis
 20 5,5 Gewichtsprozent Zirkonium auf. Aus den Festigkeitskurven von Fig.5 ist zu erkennen, dass diese Legierung dann eine nur unwesentlich grössere Festigkeit als undotiertes Titanaluminid aufweist, wenn in Abwesenheit von Zirkonium der Niobanteil relativ hoch (beispielsweise Legierungen 30, 31) oder der Siliciumanteil relativ gering (beispielsweise Legierung 18) ist und in Abwesenheit von Silicium der Zirkoniumanteil relativ hoch ist. Hohe Festigkeiten weist diese Legierung im allgemeinen in Abwesenheit von
 25 Zirkonium mit einem Siliciumanteil zwischen 0,97 bis 1,36 Gewichtsprozent, entsprechend ca. 1,3 bis 1,9 Atomprozent, und in Abwesenheit von Silicium mit relativ hohen Zirkoniumanteilen auf. Die Duktilität ist dann aber eher gering.

Aus US-A-3 203 794 sind Hochtemperaturlegierungen auf der Basis von dotiertem Titanaluminid bekannt. Als Dotierstoffe sind hierbei Ag, B, Be, C, Nb, Cr, Cu, Fe, In, Mn, N, Ni, O, Pb, Sn, Si, Ta, Te, W
 30 und Zr vorgesehen. Durch diese Dotierstoffe wird die Härte gegenüber dem undotierten Titanaluminid im allgemeinen erhöht.

Zum Stand der Technik werden ferner noch die nachfolgenden Dokumente zitiert:

- N.S. Stoloff, "Ordered alloys-physical metallurgy and structural applications", International metals review, Vol. 29, No. 3, 1984, pp. 123-135.
- 35 - G. Sauthoff, "Intermetallische Phasen", Werkstoffe zwischen Metall und Keramik, Magazin neue Werkstoffe 1/89, S.15-19.
- Young-Won Kim, "Intermetallic Alloys based on Gamma Titanium Aluminide", JOM, July 1989.
- US-A-4 842 817
- US-A-4 842 819
- 40 US-A-4 842 820
- US-A-4 857 268
- US-A-4 836 983
- EP-A-0 275 391
- EP-A-0 405 134

45

DARSTELLUNG DER ERFINDUNG

Der Erfindung, wie sie im einzigen Patentanspruch definiert ist, liegt die Aufgabe zugrunde, eine Legierung auf der Basis von dotiertem Titanaluminid zu schaffen, welche sich durch hohe Festigkeit und
 50 Härte auch im Temperaturbereich zwischen 500 und 1000 °C sowie durch eine möglichst gute Duktilität bei Raumtemperatur auszeichnet.

Die Legierung nach der Erfindung weist hervorragende Festigkeits- und Härteeigenschaften auf. Durch Zulegieren eines nicht zu hohen Anteils an Silicium, Germanium oder Bor wird gegenüber Titanaluminid, welches überwiegend hohe Siliciumanteile oder in Abwesenheit von Silicium relativ hohe Zirkoniumanteile
 55 enthält, eine verbesserte Duktilität erreicht.

WEG ZUR AUSFÜHRUNG DER ERFINDUNG

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

- 5 Fig. 1-4 graphische Darstellungen der Vickershärte HV in Funktion der Temperatur der Legierungen 1-9, 14-20, 21-27 und 33-39 auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid, von denen die Legierungen 1, 2, 9, 14-20, 24, 33 und 36 als Vergleichslegierungen dienen,
- Fig. 5-8 graphische Darstellungen der Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ in Funktion der Temperatur der Legierungen 1-9, 14-20, 21-27 und 33-39 auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid,
- 10 Fig. 9 graphische Darstellungen des Einflusses von Wolframzusatz auf die Vickershärte HV und die Bruchdehnung δ der Legierungen 11-13 bei Raumtemperatur,
- Fig. 10 graphische Darstellungen des Einflusses von Yttrium- und Zirkoniumzusatz auf die Vickershärte HV der Legierungen 28-30 und von Yttriumzusatz auf die Bruchdehnung δ der Legierungen 31 und 32 jeweils bei Raumtemperatur, und
- 15 Fig. 11 graphische Darstellungen des Einflusses von Wolframzusatz auf die Vickershärte HV der Legierung 11 sowie von Legierungen 40 und 41 und auf die Bruchdehnung δ der Legierungen 11 und 40 jeweils bei Raumtemperatur.

Die in den Figuren 1 - 4 bzw. 5 - 8 angegebenen Legierungen haben die folgenden Zusammensetzungen:

20	Legierung 1:	50 At.-% Ti, Rest Al
	Legierung 2:	52 At.-% Ti, Rest Al
	Legierung 3:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% W, 0,5 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 4:	50,5 At.-% Ti, 3 At.-% W, 0,5 At.-% Ge, 46 At.-% Al
25	Legierung 5:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% W, 0,5 At.-% Si, 48 At.-% Al
	Legierung 6:	47,5 At.-% Ti, 4 At.-% W, 0,5 At.-% Si, 48 At.-% Al
	Legierung 7:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Cr, 0,5 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 8:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Ta, 0,5 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 9:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Ta, 0,5 At.-% Si, 48 At.-% Al
30	Legierung 14:	50 At.-% Ti, 2 At.-% Y, 48 At.-% Al
	Legierung 15:	49 At.-% Ti, 3 At.-% Y, 48 At.-% Al
	Legierung 16:	49 At.-% Ti, 3 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 17:	49 At.-% Ti, 3 At.-% Pd, 48 At.-% Al
	Legierung 18:	50 At.-% Ti, 2 At.-% Co, 48 At.-% Al
35	Legierung 19:	51 At.-% Ti, 1 At.-% Zr, 48 At.-% Al
	Legierung 20:	49 At.-% Ti, 3 At.-% Zr, 48 At.-% Al
	Legierung 21:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Y, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al
	Legierung 22:	47 At.-% Ti, 3 At.-% Zr, 2 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 23:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Y, 0,5 At.-% Ge, 48 At.-% Al
40	Legierung 24:	50,5 At.-% Ti, 1 At.-% Zr, 0,5 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 25:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Zr, 0,5 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 26:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Pd, 0,5 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 27:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Co, 0,5 At.-% Ge, 48 At.-% Al
	Legierung 33:	50,5 At.-% Ti, 1 At.-% W, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al.
45	Legierung 34:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% W, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al.
	Legierung 35:	48 At.-% Ti, 3 At.-% W, 1 At.-% B, 48 At.-% Al.
	Legierung 36:	49,5 At.-% Ti, 2 At.-% Mn, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al.
	Legierung 37:	48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Cr, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al.
	Legierung 38:	47,5 At.-% Ti, 2 At.-% Mn, 2 At.-% Nb, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al.
50	Legierung 39:	48,5 At.-% Ti, 2 At.-% Cr, 1 At.-% Mn, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al.

Alle Kurven gemäss den Figuren 1 - 4 zeigen einen ähnlichen charakteristischen Verlauf. Bis zu einer Temperatur von ca. 500 °C muss mit einem Abfall von durchschnittlich 10 % gerechnet werden. Bei 700 °C beträgt die Härte HV noch ca. 80 %, bei 850 °C noch ca. 70 % des Wertes bei Raumtemperatur.

Entsprechend zeigen auch alle Kurven gemäss den Figuren 5 - 8 ein ähnliches Verhalten des Werkstoffs. Bis zu einer Temperatur von ca. 900 °C nimmt die Fließgrenze zunächst stärker, dann weniger stark auf ca. 80 % des Wertes bei Raumtemperatur ab. Ab ca. 1000 °C (oberhalb des Knies der Kurve) erfolgt dann der Steilabfall zu niedrigen Werten.

EP 0 455 005 B1

Bei den graphischen Darstellungen gemäss den Figuren 9-11 dienen die Legierungen 11, 28, 30 und 31 als Vergleichslegierungen. Die Zusammensetzungen der Legierungen sind wie folgt:

Legierung	Bestandteile in At.-%					
	Al	Ge	Si	B	Me	Ti
11	48	-	-	-	W	Rest
12	48	0,5	-	-	W	Rest
13	48	-	0,5	-	W	Rest
28	48	-	-	-	Y	Rest
29	48	-	-	0,5	Y	Rest
30	48	2	-	-	Zr	Rest
31	48	-	-	-	Y	Rest
32	48	-	-	0,5	Y	Rest
40	48	-	-	0,5	W	Rest
41	48	-	-	1	W	Rest

Es lässt sich mit zunehmendem Metallgehalt Me (Me = W, Y, Zr) eine erhebliche Härtesteigerung bei vergleichsweise geringfügiger Abnahme der Bruchdehnung feststellen. Besonders augenfällig ist die duktilisierende Wirkung des Bor-Zusatzes.

Ausführungsbeispiel 1:

In einem Lichtbogenofen wurde unter Argon als Schutzgas eine Legierung der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

Ti = 51 At.-%

Si = 0,2 At.-%

W = 4 At.-%

Al = 44,8 At.-%

Als Ausgangsmaterialien dienten die einzelnen Elemente mit einem Reinheitsgrad von 99,99 %. Die Schmelze wurde zu einem Gussrohling von ca. 50 mm Durchmesser und ca. 70 mm Höhe abgegossen. Der Rohling wurde unter Schutzgas wieder aufgeschmolzen und ebenfalls unter Schutzgas zur Erstarrung in Form von Stäben mit ca. 9 mm Durchmesser und ca. 70 mm Länge gezwungen.

Die Stäbe wurden ohne anschliessende Wärmebehandlung direkt zu Druckproben für Kurzzeitversuche verarbeitet.

Eine weitere Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch eine geeignete Wärmebehandlung liegt im Bereich des Möglichen. Ausserdem besteht die Möglichkeit zur Verbesserung durch gerichtete Erstarrung, wofür auch die Legierung besonders eignet.

Ausführungsbeispiel 2:

Analog Beispiel 1 wurde die nachfolgende Legierung unter Argon erschmolzen:

Ti = 51 At.-%

Si = 0,5 At.-%

Mo = 3,5 At.-%

Al = 45 At.-%

Die Schmelze wurde analog zum Ausführungsbeispiel 1 abgegossen, unter Argon wieder aufgeschmolzen und in Stabform zur Erstarrung gezwungen. Die Dimensionen der Stäbe entsprachen dem Ausführungsbeispiel 1. Die Stäbe wurden ohne anschliessende Wärmebehandlung direkt zu Druckproben verarbeitet. Die damit erreichten Werte der mechanischen Eigenschaften in Funktion der Prüftemperatur entsprachen annähernd denjenigen von Beispiel 1. Diese Werte können durch eine Wärmebehandlung weiter verbessert werden.

Ausführungsbeispiel 3:

Genau gleich wie in Beispiel 1 wurde die folgende Legierung unter Argonatmosphäre erschmolzen:

Ti = 50 At.-%

Si = 0,8 At.-%
V = 3 At.-%
Al = 46,2 At.-%

Die Schmelze wurde analog Beispiel 1 abgegossen, unter Argon wieder aufgeschmolzen und zu Prismen von quadratischem Querschnitt (7 mm x 7 mm x 80 mm) vergossen. Aus diesen Prismen wurden Probekörper für Druck-, Härte- und Schlagproben hergestellt. Die mechanischen Eigenschaften entsprachen ungefähr denjenigen der vorangegangenen Beispiele. Eine Wärmebehandlung ergab eine weitere Verbesserung dieser Werte.

10 Ausführungsbeispiele 4 - 21:

Unter Argon wurden die nachfolgenden Legierungen erschmolzen:

Ti = 50 At.-%
Ge = 1,4 At.-%
15 Mn = 1,6 At.-%
Al = 47 At.-%
Ti = 48 At.-%
Ge = 1 At.-%
Mn = 2 At.-%
20 Al = 49 At.-%
Ti = 51 At.-%
Ge = 0,6 At.-%
Ta = 3 At.-%
Al = 45,4 At.-%
25 Ti = 46 At.-%
Ge = 0,1 At.-%
Hf = 4 At.-%
Al = 49,9 At.-%
Ti = 51 At.-%
30 Si = 1,5 At.-%
W = 2 At.-%
Mn = 1,5 At.-%
Al = 44 At.-%
Ti = 50 At.-%
35 Si = 1 At.-%
V = 1,5 At.-%
Cr = 2,5 At.-%
Al = 45 At.-%
Ti = 48 At.-%
40 Si = 0,5 At.-%
Ta = 3 At.-%
Nb = 1 At.-%
Al = 47,5 At.-%
Ti = 46 At.-%
45 Si = 0,1 At.-%
Mo = 2,5 At.-%
Hf = 1,5 At.-%
Al = 49,9 At.-%
Ti = 51,5 At.-%
50 Ge = 0,2 At.-%
W = 1 At.-%
V = 3 At.-%
Al = 44,3 At.-%
Ti = 50 At.-%
55 Ge = 0,8 At.-%
Mn = 2,4 At.-%
Cr = 1,6 At.-%
Al = 45,2 At.-%

Ti = 47 At.-%
 Ge = 1,3 At.-%
 Nb = 2,5 At.-%
 Hf = 0,5 At.-%
 5 Al = 48,7 At.-%
 Ti = 47 At.-%
 Si = 0,3 At.-%
 W = 1,5 At.-%
 Cr = 1 At.-%
 10 Nb = 1 At.-%
 Al = 49,2 At.-%
 Ti = 51 At.-%
 Si = 0,7 At.-%
 Mo = 0,7 At.-%
 15 Mn = 3 At.-%
 V = 0,3 At.-%
 Al = 44,3 At.-%
 Ti = 50 At.-%
 Si = 1 At.-%
 20 V = 1 At.-%
 Nb = 1 At.-%
 Mn = 1 At.-%
 Al = 45 At.-%
 Ti = 49 At.-%
 25 Si = 1,2 At.-%
 Ta = 1,5 At.-%
 W = 1,4 At.-%
 Hf = 1 At.-%
 Al = 45,9 At.-%
 30 Ti = 49 At.-%
 Ge = 1,5 At.-%
 W = 2,5 At.-%
 Mo = 0,5 At.-%
 Cr = 1 At.-%
 35 Al = 45,5 At.-%
 Ti = 51,5 At.-%
 Ge = 1 At.-%
 V = 1,5 At.-%
 Ta = 0,5 At.-%
 40 Hf = 1,5 At.-%
 Al = 44 At.-%
 Ti = 46 At.-%
 Ge = 0,5 At.-%
 Nb = 3 At.-%
 45 Mo = 0,5 At.-%
 Cr = 0,5 At.-%
 Al = 49,5 At.-%

Im übrigen wurde wie unter Beispiel 1 verfahren.

50 Ausführungsbeispiel 22:

Genau gleich wie in Beispiel 1 wurde die Legierung 3 unter Argonatmosphäre erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%
 Ge = 0,5 At.-%
 55 W = 3 At.-%
 Al = 48 At.-%

Die Schmelze wurde analog Beispiel 1 abgegossen, unter Argon wieder aufgeschmolzen und zu Prismen von quadratischem Querschnitt (7mm x 7mm x 80 mm) vergossen. Aus diesen Prismen wurden Probekör-

per für Druck-, Härte- und Schlagproben hergestellt. Der Verlauf der mechanischen Eigenschaften entsprach ungefähr demjenigen der vorangegangenen Beispiele. Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 582 MPa. Der Verlauf über die Temperatur T ist in Fig. 5 angegeben. Als Bezugsgrösse ist Legierung 1 (reines TiAl) eingezeichnet. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug durchschnittlich 322 Einheiten. Der Verlauf über die Temperatur T ist in Fig. 1 eingezeichnet. Als Bezugsgrösse ist die Legierung 1 (reines TiAl) angegeben. Eine Wärmebehandlung ergab eine weitere Verbesserung dieser Werte.

Ausführungsbeispiel 23:

10 Entsprechend Beispiel 22 wurde aus den reinen Elementen die Legierung 4 erschmolzen:

Ti = 50,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

W = 3 At.-%

Al = 46 At.-%

15 Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 553 MPa. Der Verlauf über der Temperatur T ist in Fig. 5 eingezeichnet. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug durchschnittlich 335 Einheiten. Ihr Verlauf über der Temperatur T ist in Fig. 1 angegeben.

Ausführungsbeispiel 24:

20 Gemäss Beispiel 22 wurde aus den reinen Elementen die Legierung 5 erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%

Si = 0,5 At.-%

W = 3 At.-%

25 Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 578 MPa. Der Verlauf der Fließgrenze über der Temperatur T ist in Fig. 5 aufgetragen. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur erreichte den Wert von 350 Einheiten. Ihr Verlauf über der Temperatur T ist in Fig. 1 festgehalten. Die härtesteigernde Wirkung des kombinierten W- und Si-Zusatzes gegenüber dem reinen TiAl ist zu beachten. Sie beträgt im vorliegenden Fall durchschnittlich 75 %.

Ausführungsbeispiel 25:

Nach Beispiel 22 wurde die Legierung 6 aus reinen Elementen erschmolzen:

35 Ti = 47,5 At.-%

Si = 0,5 At.-%

W = 4 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 572 MPa (Fig.5). Die Vickershärte HV erreichte bei Raumtemperatur den Wert von 347 Einheiten (Fig. 1).

Ausführungsbeispiel 26:

Es wurde genau gleich wie in Beispiel 22 verfahren. Die erschmolzene Legierung 7 hatte die folgende Zusammensetzung:

45 Ti = 48,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Cr = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

50 Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 550 MPa (Fig. 5). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug im Durchschnitt 333 Einheiten (Fig. 1).

Ausführungsbeispiel 27:

55 Nach Beispiel 22 wurde aus den reinen Elementen die nachfolgende Legierung 8 erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Ta = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur erreichte den Wert von 495 MPa (Fig. 5). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug im Durchschnitt 300 Einheiten (Fig. 1).

5 Ausführungsbeispiel 28:

Nach Beispiel 22 wurde die Legierung 9 der nachfolgenden Zusammensetzung aus den reinen Elementen erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%

10 Si = 0,5 At.-%

Ta = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

Es wurde eine Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur von 461 MPa erreicht (Fig. 5). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur hatte den Wert von 279 Einheiten (Fig. 1).

15

Ausführungsbeispiel 29:

In einem Ofen wurde gemäss Beispiel 22 eine Legierung mit der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

20

Ti = 48,5 At.-%

Si = 0,5 At.-%

V = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

25

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 489 MPa. Ihr Verlauf über der Temperatur T ist ähnlich derjenigen der Legierung 8. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur lag bei 296 Einheiten. Sie hatte über der Temperatur einen Verlauf ähnlich der Legierung 8.

Ausführungsbeispiel 30:

30

Ähnlich Beispiel 22 wurde folgende Legierung aus den Elementen erschmolzen:

Ti = 47,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Mn = 2 At.-%

Nb = 2 At.-%

35

Al = 48 At.-%

Bei Raumtemperatur betrug die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ ca. 478 MPa. Der Verlauf über der Temperatur liegt etwa in der Mitte zwischen den entsprechenden Verläufen der Legierungen 8 und 9. Die Vickershärte HV lag bei Raumtemperatur bei 290 Einheiten. Ihr Temperaturverlauf liegt ungefähr in der Mitte zwischen den entsprechenden Temperaturverläufen der Legierungen 8 und 9.

40

Ausführungsbeispiel 31:

Gemäss Beispiel 22 wurde eine Legierung der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%

45

Ge = 0,5 At.-%

Nb = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

50

Bei Raumtemperatur betrug die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ 388 MPa. Ihr Verlauf über der Temperatur T fällt praktisch mit demjenigen der Legierung 2 zusammen. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur erreichte 235 Einheiten. Der entsprechende Verlauf über T fällt praktisch mit demjenigen der Legierung 2 zusammen.

Ausführungsbeispiel 32:

55

Aus den reinen Elementen wurde im Ofen unter Schutzgas eine Legierung folgender Zusammensetzung erschmolzen:

Ti = 49,5 At.-%

Si = 0,5 At.-%

Mn = 2 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur wurde mit 449 MPa gemessen. Ihr Verlauf über der Temperatur T liegt knapp unterhalb demjenigen der Legierung 9. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur ergab einen Wert von 272 Einheiten. Der Temperaturverlauf liegt knapp unterhalb demjenigen der Legierung 9.

5

Ausführungsbeispiel 33:

Gemäss Beispiel 22 wurde die nachfolgende Legierung unter Schutzgas erschmolzen:

Ti = 44,5 At.-%

10

Ge = 0,5 At.-%

W = 3 At.-%

Al = 52 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur ergab einen durchschnittlichen Wert von 522 MPa. Ihr Temperaturverlauf liegt knapp unterhalb demjenigen der Legierung 3. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur ergab sich zu 316 Einheiten. Der entsprechende Verlauf über der Temperatur T liegt knapp unterhalb demjenigen der Legierung 3.

15

Ausführungsbeispiel 34:

Im Lichtbogenofen wurde unter Argon als Schutzgas eine Legierung der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

Ti = 47 At.-%

Y = 3,5 At.-%

Al = 49,5 At.-%

20

Als Ausgangsmaterialien dienten die einzelnen Elemente mit einem Reinheitsgrad von 99,99 %. Die Schmelze wurde zu einem Gussrohling von ca. 60 mm Durchmesser und ca. 80 mm Höhe abgegossen. Der Rohling wurde unter Schutzgas wieder aufgeschmolzen und ebenfalls unter Schutzgas zur Erstarrung in Form von Stäben mit ca. 8 mm Durchmesser und ca. 80 mm Länge gezwungen.

25

Die Stäbe wurden ohne anschliessende Wärmebehandlung direkt zu Druckproben für Kurzzeitversuche verarbeitet. Die damit erreichten mechanischen Eigenschaften wurden in Funktion der Prüftemperatur gemessen.

30

Eine weitere Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch eine geeignete Wärmebehandlung liegt im Bereich des Möglichen. Ausserdem besteht die Möglichkeit zur Verbesserung durch gerichtete Erstarrung, wofür sich die Legierung besonders eignet.

35

Ausführungsbeispiel 35:

Analog Beispiel 34 wurde die nachfolgende Legierung unter Argon erschmolzen:

Ti = 52 At.-%

40

Co = 1 At.-%

Al = 47 At.-%

Die Schmelze wurde analog zum Ausführungsbeispiel 34 abgegossen, unter Argon wieder aufgeschmolzen und in Stabform zur Erstarrung gezwungen. Die Dimensionen der Stäbe entsprachen dem Ausführungsbeispiel 34. Die Stäbe wurden ohne anschliessende Wärmebehandlung direkt zu Druckproben verarbeitet. Die damit erreichten Werte der mechanischen Eigenschaften in Funktion der Prüftemperatur entsprachen annähernd denjenigen von Beispiel 34. Diese Werte können durch eine Wärmebehandlung weiter verbessert werden.

45

Ausführungsbeispiel 36:

Genau gleich wie in Beispiel 34 wurde die folgende Legierung unter Argonatmosphäre erschmolzen:

Ti = 50 At.-%

Zr = 2,5 At.-%

Al = 47,5 At.-%

50

Die Schmelze wurde analog Beispiel 34 abgegossen, unter Argon wieder aufgeschmolzen und zu Prismen von quadratischem Querschnitt (8mm x 8mm x 100 mm) vergossen. Aus diesen Prismen wurden Probekörper für Druck-, Härte- und Schlagproben hergestellt. Die mechanischen Eigenschaften entsprachen ungefähr denjenigen der vorangegangenen Beispiele. Eine Wärmebehandlung ergab eine weitere Verbes-

55

serung dieser Werte.

Ausführungsbeispiele 37-46:

5 Unter Argon wurden die nachfolgenden Legierungen erschmolzen:

Ti = 46 At.-%

Ge = 2 At.-%

Al = 52 At.-%

Ti = 48 At.-%

10 Pd = 0,5 At.-%

Al = 51,5 At.-%

Ti = 48 At.-%

Zr = 4 At.-%

B = 1,5 At.-%

15 Al = 46,5 At.-%

Ti = 47 At.-%

Y = 3 At.-%

B = 1 At.-%

Al = 49 At.-%

20 Ti = 48 At.-%

Co = 3 At.-%

B = 1 At.-%

Al = 48 At.-%

Ti = 50 At.-%

25 Pd = 0,2 At.-%

B = 0,8 At.-%

Al = 49 At.-%

Ti = 47,5 At.-%

Y = 1,5 At.-%

30 Ge = 0,5 At.-%

Al = 50,5 At.-%

Ti = 50 At.-%

Co = 2 At.-%

Ge = 2 At.-%

35 Al = 46 At.-%

Ti = 47 At.-%

Zr = 1 At.-%

Ge = 1,5 At.-%

Al = 50,5 At.-%

40 Ti = 52 At.-%

Pd = 0,3 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Al = 47,2 At.-%

Es wurden Proben zur Bestimmung der Härte, Dehnbarkeit und der Fließgrenze hergestellt.

45

Ausführungsbeispiel 47:

In einem kleinen, unter Argon als Schutzgas stehenden Ofen wurde, ausgehend von den reinen Elementen die Legierung 14 erschmolzen:

50 Ti = 50 At.-%

Y = 2 At.-%

Al = 48 At.-%

Nach Umschmelzen des Rohlings wurden kleine Proben zur Bestimmung der Härte und der Fließgrenze sowie der Dehnbarkeit gegossen. Die Stäbe hatten 6 mm Durchmesser und waren 60 mm lang. Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 582 MPa. Der Verlauf über die Temperatur T ist in Fig. 6 gemäss Kurve 14 angegeben. Als Bezugsgrösse ist der Temperaturverlauf der Legierung 1 (reine TiAl) eingezeichnet. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug durchschnittlich 352 Einheiten. Der Verlauf über die Temperatur T ist in Fig. 2 eingezeichnet. Als Bezugsgrösse ist wiederum Legierung 1 (reines TiAl)

55

angegeben.

Ausführungsbeispiel 48:

5 Entsprechend Beispiel 47 wurde aus den reinen Elementen die Legierung 15 erschmolzen:

Ti = 49 At.-%

Y = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

10 Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 650 MPa (Fig. 6). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug durchschnittlich 394 Einheiten (Fig. 2). Die härtesteigernde Wirkung des Y-Zusatzes gegenüber dem reinen TiAl ist bemerkenswert und beträgt nahezu 100 %.

Ausführungsbeispiel 49:

15 Gemäss Beispiel 47 wurde aus den reinen Elementen die Legierung 16 erschmolzen:

Ti = 49 At.-%

Ge = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

20 Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 482 MPa (Fig. 6). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur erreichte den Wert von 292 Einheiten (Fig. 2).

Ausführungsbeispiel 50:

Nach Beispiel 47 wurde die Legierung 17 aus reinen Elementen erschmolzen:

25 Ti = 49 At.-%

Pd = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 512 MPa (Fig. 6). Die Vickershärte HV erreichte bei Raumtemperatur den Wert von 310 Einheiten (Fig. 2).

30

Ausführungsbeispiel 51:

Es wurde genau gleich wie in Beispiel 47 verfahren. Die erschmolzene Legierung 18 hatte die folgende Zusammensetzung:

35 Ti = 50 At.-%

Co = 2 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 426 MPa (Fig. 6). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug im Durchschnitt 258 Einheiten (Fig. 2).

40

Ausführungsbeispiel 52:

Gemäss Beispiel 17 wurde die Legierung 19 der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

Ti = 51 At.-%

45 Zr = 1 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 439 MPa (Fig. 6). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur erreichte durchschnittlich 266 Einheiten (Fig. 2).

50 Ausführungsbeispiel 53:

Nach Beispiel 47 wurde aus den reinen Elementen die nachfolgende Legierung 20 erschmolzen:

Ti = 49 At.-%

Zr = 3 At.-%

55 Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur erreichte den Wert von 512 MPa (Fig. 6). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug im Durchschnitt 310 Einheiten (Fig. 2). Die härtesteigernde Wirkung des Zr-Zusatzes gegenüber Legierung 1 (reines TiAl) beträgt somit ca. 55 %.

Ausführungsbeispiel 54:

Nach Beispiel 47 wurde die Legierung 21 der nachfolgenden Zusammensetzung aus den reinen Elementen erschmolzen:

- 5 Ti = 48 At.-%
- B = 0,5 At.-%
- Y = 3 At.-%
- Al = 48 At.-%

Es wurde eine Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur von 645 MPa erreicht (Fig. 7). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur hatte den Wert von 390 Einheiten (Fig. 3).

Ausführungsbeispiel 55:

In einem Ofen wurde gemäss Beispiel 47 die Legierung 22 mit der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

- 15 Ti = 47 At.-%
- Ge = 2 At.-%
- Zr = 3 At.-%
- Al = 48 At.-%

20 Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur betrug 513 MPa (Fig. 7). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur lag bei 311 Einheiten (Fig. 3).

Ausführungsbeispiel 56:

25 Ähnlich Beispiel 47 wurde die Legierung 23 aus den Elementen erschmolzen:

- Ti = 48,5 At.-%
- Ge = 0,5 At.-%
- Y = 3 At.-%
- Al = 48 At.-%

30 Bei Raumtemperatur betrug die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ ca. 539 MPa (Fig. 7). Die Vickershärte HV lag bei Raumtemperatur bei 326 Einheiten (Fig. 3).

Ausführungsbeispiel 57:

35 Gemäss Beispiel 47 wurde aus den Elementen die Legierung 24 der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

- Ti = 50,5 At.-%
- Ge = 0,5 At.-%
- Zr = 1 At.-%
- 40 Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur erreichte den Wert von 416 MPa (Fig. 7). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur entsprach 252 Einheiten (Fig. 3).

Ausführungsbeispiel 58:

45 Gemäss Beispiel 47 wurde die Legierung 25 der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

- Ti = 48,5 At.-%
- Ge = 0,5 At.-%
- Zr = 3 At.-%
- 50 Al = 48 At.-%

Bei Raumtemperatur betrug die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ 509 MPa (Fig. 7). Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur erreichte 308 Einheiten (Fig. 3).

Ausführungsbeispiel 59:

55 Aus den reinen Elementen wurde im Ofen unter Schutzgas die Legierung 26 folgender Zusammensetzung erschmolzen:

- Ti = 48,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Pd = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur wurde mit 498 MPa gemessen (Fig. 7). Die Vickershärte HV bei
5 Raumtemperatur ergab einen Wert von 302 Einheiten (Fig. 3).

Ausführungsbeispiel 60:

Gemäss Beispiel 47 wurde die nachfolgende Legierung 27 unter Schutzgas erschmolzen:

10 Ti = 48,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Co = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur ergab einen durchschnittlichen Wert von 488 MPa (Fig. 7). Die
15 Vickershärte HV bei Raumtemperatur ergab sich zu 296 Einheiten (Fig. 3).

Wirkung der Elemente bei den Ausführungsbeispielen 34 - 60:

Durch Zulegieren der Elemente Y, Zr, Pd, Ge oder Co zu einer Ti/Al-Grundlegierung wird in allen Fällen
20 eine Härte- und Festigkeitssteigerung erzielt. Dabei ist die Wirkung fallend geordnet: ZY wirkt am stärksten, Co am schwächsten.

Im allgemeinen ist die Härtesteigerung mit einer mehr oder weniger starken Einbusse an Dehnbarkeit verbunden, die aber durch Zulegieren von weiteren Elementen, die Zähigkeitserhöhend wirken, wenigstens zum Teil wieder wettgemacht werden können.

25 Eine Zugabe von weniger als 0,5 At.-% eines Elements ist meist kaum wirksam. Andererseits zeigt sich bei ca. 3 - 4 At.-% eine gewisse Sättigungserscheinung, so dass weitere Zugaben sinnlos sind oder die Eigenschaften des Werkstoffs insgesamt wieder verschlechtern.

B wirkt im allgemeinen stark Zähigkeitserhöhend im Verein mit anderen, die Festigkeit erhöhenden Elementen. Siehe Fig. 10. Hier konnte der durch Zulegieren von Y verursachte Verlust an Dehnbarkeit durch
30 eine Zugabe von nur 0,5 At.-% B praktisch wettgemacht werden. Höhere Zugaben als 1 At.-% B sind nicht notwendig. Ge wirkt in gewissen Fällen ähnlich wie B aber wesentlich schwächer. Zugaben von mehr als 2 At.-% Ge bei Gegenwart weiterer Elemente sind wenig sinnvoll.

Zur weiteren Optimierung der Eigenschaften bieten sich polynäre Systeme an, bei denen versucht wird, die negativen Eigenschaften von Einzelzugaben durch gleichzeitiges Zulegieren anderer Elemente wieder
35 wettzumachen.

Der Einsatzbereich der modifizierten Titanaluminide erstreckt sich vorteilhafterweise auf Temperaturen zwischen 600 °C und 1000 °C.

Ausführungsbeispiel 61:

40 In einem Lichtbogenofen wurde unter Argon als Schutzgas die Legierung 33 der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

Ti = 50,5 At.-%

W = 1 At.-%

45 B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

Als Ausgangsmaterialien dienten die einzelnen Elemente mit einem Reinheitsgrad von 99,99 %. Die Schmelze wurde zu einem Gussrohling von ca. 60 mm Durchmesser und ca. 80 mm Höhe abgegossen. Der Rohling wurde unter Schutzgas wieder aufgeschmolzen und ebenfalls unter Schutzgas zur Erstarrung in
50 Form von Stäben mit ca. 12 mm Durchmesser und ca. 80 mm Länge gezwungen.

Die Stäbe wurden ohne anschliessende Wärmebehandlung direkt zu Druckproben für Kurzzeitversuche verarbeitet.

Eine weitere Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch eine geeignete Wärmebehandlung liegt im Bereich des Möglichen. Ausserdem besteht die Möglichkeit zur Verbesserung durch gerichtete
55 Erstarrung, wofür auch die Legierung besonders eignet.

Die Vickershärte HV (kg/mm²) bei Raumtemperatur ergab einen Wert von 266 Einheiten (Fig. 4). Als Bezugsgrössen hierfür sind die Legierungen 1 (reines TiAl) sowie Legierung 2 (48 At.-% Al, Rest Ti) eingezeichnet. Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ (MPa) bei Raumtemperatur hatte den Wert von 440 MPa (Fig. 8). Als

Bezugsgrößen hierfür sind wiederum Legierungen 1 (reines TiAl) sowie Legierung 2 (48 At.-% Al und 52 At.-% Ti) angegeben (Fig. 8).

Ausführungsbeispiel 62:

5

Analog Beispiel 61 wurde die nachfolgende Legierung 34 unter Argon erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%

W = 3 At.-%

B = 0,5 At.-%

10

Al = 48 At.-%

Die Schmelze wurde analog zum Ausführungsbeispiel 61 abgegossen, unter Argon wieder aufgeschmolzen und in Stabform zur Erstarrung gezwungen. Die Dimensionen der Stäbe entsprachen dem Ausführungsbeispiel 61. Die Stäbe wurden ohne anschließende Wärmebehandlung direkt zu Druckproben verarbeitet. Die damit erreichten Werte der mechanischen Eigenschaften in Funktion der Prüftemperatur sind in den Figuren 4 und 8 dargestellt. Diese Werte können durch eine Wärmebehandlung weiter verbessert werden. Die Vickershärte HV bei Raumtemperatur betrug 329 Einheiten. Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur erreichte den Wert von 543 MPa. Die festigkeits- und härtesteigernde Wirkung des W-Zusatzes ist deutlich ersichtlich.

15

20 Ausführungsbeispiel 63:

Genau gleich wie in Beispiel 61 wurde die folgende Legierung 35 unter Argonatmosphäre erschmolzen:

Ti = 48 At.-%

W = 3 At.-%

25

B = 1 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Vickershärte bei Raumtemperatur betrug 342 Einheiten (Fig. 4). Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur hatte den Wert von 565 MPa (Fig. 8). Die mechanischen Eigenschaften werden also durch die weitere Zugabe von Bor bis zu 1 At.-% kaum mehr geändert. Deshalb stellt sich dieser Wert auch als gerechtfertigte obere Grenze für den Borgehalt der Legierung dar.

30

Ausführungsbeispiel 64:

Gemäss Beispiel 61 wurde aus den reinen Elementen die folgende Legierung 36 erschmolzen:

35

Ti = 49,5 At.-%

Mn = 2 At.-%

B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

Bei Raumtemperatur betrug die Vickershärte 295 Einheiten (Fig. 4). Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ bei Raumtemperatur hatte den Wert von 487 MPa (Fig. 8). Die härtesteigernde Wirkung von Mangan ist demnach bei gleichem Borgehalt etwas schwächer als diejenige von Wolfram.

40

Ausführungsbeispiel 65:

45

Es wurde gemäss Beispiel 61 die nachfolgende Legierung 37 erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%

Cr = 3 At.-%

B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

50

Die Vickershärte bei Raumtemperatur erreichte den Wert von 350 Einheiten (Fig. 4). Bei Raumtemperatur betrug die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ 578 MPa (Fig. 8). Durch den kombinierten Zusatz von Wolfram und Bor wird offenbar die höchste Festigkeitssteigerung der hier untersuchten Serie von dotiertem TiAl erreicht.

Ausführungsbeispiel 66:

55

Entsprechend Beispiel 61 wurde aus den reinen Elementen die folgende Legierung 38 unter Schutzgasatmosphäre erschmolzen:

Ti = 47,5 At.-%

Mn = 2 At.-%
 Nb = 2 At.-%
 B = 0,5 At.-%
 Al = 48 At.-%

- 5 Bei Raumtemperatur betrug die Vickershärte 323 Einheiten (Fig. 4). Die Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ war bei Raumtemperatur gleich 533 MPa (Fig. 8). Die kombinierte Wirkung von Mangan und Bor bei gleichzeitiger Anwesenheit von 2 At.-% Niob entspricht ungefähr derjenigen von Chrom mit Bor.

Ausführungsbeispiel 67:

10

Gemäss Beispiel 61 wurde die Legierung 39 der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%
 Cr = 2 At.-%
 Mn = 1 At.-%
 15 B = 0,5 At.-%
 Al = 48 At.-%

Die Untersuchung ergab eine Vickershärte bei Raumtemperatur von 345 Einheiten (Fig. 4). Bei Raumtemperatur wurde eine Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ von 569 MPa gemessen (Fig. 8).

- 20 Der Einfluss von W und B auf die mechanischen Eigenschaften ist in Fig. 11 nochmals zusammengestellt. Für die anderen Dotierelemente ergeben sich ähnlich geformte Kurven. Meist läuft die Härte bei ca. 3 bis 4 At.-% Dotierungselement durch ein Maximum. Wesentlich höhere Zusätze als 4 At.-% sind deshalb wenig sinnvoll. Dies gilt zum mindesten strenggenommen für die Einzelelemente.

Ausführungsbeispiel 68 - 77:

25

Entsprechend Beispiel 61 wurden die folgenden Legierungen unter Argonatmosphäre erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%
 Nb = 3 At.-%
 B = 0,5 At.-%
 30 Al = 48 At.-%
 Ti = 46,5 At.-%
 W = 3 At.-%
 Cr = 2 At.-%
 B = 0,5 At.-%
 35 Al = 48 At.-%
 Ti = 46 At.-%
 W = 1 At.-%
 Cr = 2 At.-%
 Nb = 2 At.-%
 40 B = 1 At.-%
 Al = 48 At.-%
 Ti = 46,5 At.-%
 W = 2 At.-%
 Mn = 1 At.-%
 45 Nb = 2 At.-%
 B = 0,5 At.-%
 Al = 48 At.-%
 Ti = 46 At.-%
 W = 1 At.-%
 50 Cr = 1 At.-%
 Mn = 2 At.-%
 Nb = 1 At.-%
 B = 1 At.-%
 Al = 48 At.-%
 55 Ti = 47 At.-%
 W = 3 At.-%
 Mn = 3 At.-%
 B = 1 At.-%

Al = 46 At.-%
 Ti = 47 At.-%
 W = 4 At.-%
 Nb = 1 At.-%
 B = 0,5 At.-%
 Al = 47,5 At.-%
 Ti = 46,5 At.-%
 Cr = 2 At.-%
 Nb = 1 At.-%
 B = 0,5 At.-%
 Al = 50 At.-%
 Ti = 46,2 At.-%
 W = 1 At.-%
 Cr = 1 At.-%
 Mn = 0,7 At.-%
 B = 0,1 At.-%
 Al = 51 At.-%
 Ti = 46 At.-%
 Cr = 0,7 At.-%
 Mn = 0,6 At.-%
 Nb = 0,5 At.-%
 B = 0,2 At.-%
 Al = 52 At.-%

Im übrigen wurde wie unter Beispiel 61 verfahren.

Wirkung der Elemente bei den Ausführungsbeispielen 61-77:

Durch Zulegieren der Elemente W, Cr, Mn und Nb einzeln oder in Kombination zu einer Ti/Al-Grundlegierung wird in allen Fällen eine Härte- und Festigkeitssteigerung erzielt. Dabei ist die Wirkung von Kombinationen (z.B. Mn+Nb) am stärksten. Im allgemeinen ist die Härtesteigerung mit einer mehr oder weniger starken Einbusse an Dehnbarkeit verbunden, die aber durch Zulegieren von weiteren Elementen, die Zähigkeitserhöhend wirken, wenigstens zum Teil wieder wettgemacht werden können.

Eine Zugabe von weniger als 0,5 At.-% eines Elements ist meist kaum wirksam. Andererseits zeigt sich bei ca. 3 - 4 At.-% eine gewisse Sättigungserscheinung, so dass weitere Zugaben sinnlos sind oder die Eigenschaften des Werkstoffs insgesamt wieder verschlechtern.

B wirkt im allgemeinen stark Zähigkeitserhöhend im Verein mit anderen, die Festigkeit erhöhenden Elementen (Fig. 11). Hier konnte der durch Zulegieren von W verursachte Verlust an Dehnbarkeit durch eine Zugabe von nur 0,5 At.-% B praktisch wettgemacht werden. Höhere Zugaben als 1 At.-% B sind nicht notwendig.

Zur weiteren Optimierung der Eigenschaften bieten sich polynäre Systeme an, bei denen versucht wird, die negativen Eigenschaften von Einzelzugaben durch gleichzeitiges Zulegieren anderer Elemente wieder wettzumachen.

Der Einsatzbereich der modifizierten Tialuminide erstreckt sich vorteilhafterweise auf Temperaturen zwischen 600 °C und 1000 °C.

Patentansprüche

1. Hochtemperaturlegierung für ein mechanisch hochbeanspruchtes Bauteil einer thermischen Maschine auf der Basis von dotiertem TiAl, mit folgender Zusammensetzung:



wobei

El = B, Ge oder Si und Me = Cr, Mn, Nb, Pd, Ta, W, Y, Zr bedeuten und gilt:

$$0,46 \leq x \leq 0,54,$$

$$0,001 \leq y \leq 0,015 \text{ für El = Si und Me = W}$$

$$0,001 \leq y \leq 0,015 \text{ für El = Ge und Me = Cr, Ta, W}$$

$$0 < y \leq 0,02 \text{ für El = Ge und Me = Pd, Y, Zr}$$

$0,0001 \leq y \leq 0,01$ für $El = B$ und $Me = Cr, Mn, Nb, Y, W$

$0,01 < z \leq 0,04$, falls $Me =$ Einzelelement,

$0,01 < z \leq 0,08$, falls Me zwei oder mehr Einzelelemente

und

5 $0,46 \leq (x + y + z) \leq 0,54$.

Claims

1. High temperature alloy, for a component subjected to high mechanical stress in thermal equipment,
10 based on doped TiAl, having the following composition:



in which

15 $El = B, Ge$ or Si and $Me = Cr, Mn, Nb, Pd, Ta, W, Y, Zr$ and:

$0,46 \leq x \leq 0,54$,

$0,001 \leq y \leq 0,015$ for $El = Si$ and $Me = W$,

$0,001 \leq y \leq 0,015$ for $El = Ge$ and $Me = Cr, Ta, W$,

$0 < y \leq 0,02$ for $El = Ge$ and $Me = Pd, Y, Zr$,

20 $0,0001 \leq y \leq 0,01$ for $El = B$ and $Me = Cr, Mn, Nb, Y, W$,

$0,01 < z \leq 0,04$, if $Me =$ an individual element,

$0,01 < z \leq 0,08$, if Me [lacuna] two or more individual elements

and

$0,46 \leq (x + y + z) \leq 0,54$.

25

Revendications

1. Alliage réfractaire pour un organe soumis à de fortes sollicitations mécaniques d'une machine
thermique à base de TiAl dopé, ayant la composition suivante:

30



$El = B, Ge$ ou Si et Me signifiant $Cr, Mn, Nb, Pd, Ta, W, Y, Zr$, et avec:

$0,46 \leq x \leq 0,54$

35

$0,001 \leq y \leq 0,015$ pour $El = Si$ et $Me = W$

$0,001 \leq y \leq 0,015$ pour $El = Ge$ et $Me = Cr, Ta, W$

$0 < y \leq 0,02$ pour $El = Ge$ et $Me = Pd, Y, Zr$

$0,0001 \leq y \leq 0,01$ pour $El = B$ et $Me = Cr, Mn, Nb, Y, W$

$0,01 \leq z \leq 0,04$ pour le cas où $Me =$ élément individuel,

40

$0,01 < z \leq 0,08$ pour le cas où Me représente deux éléments individuels ou plus et

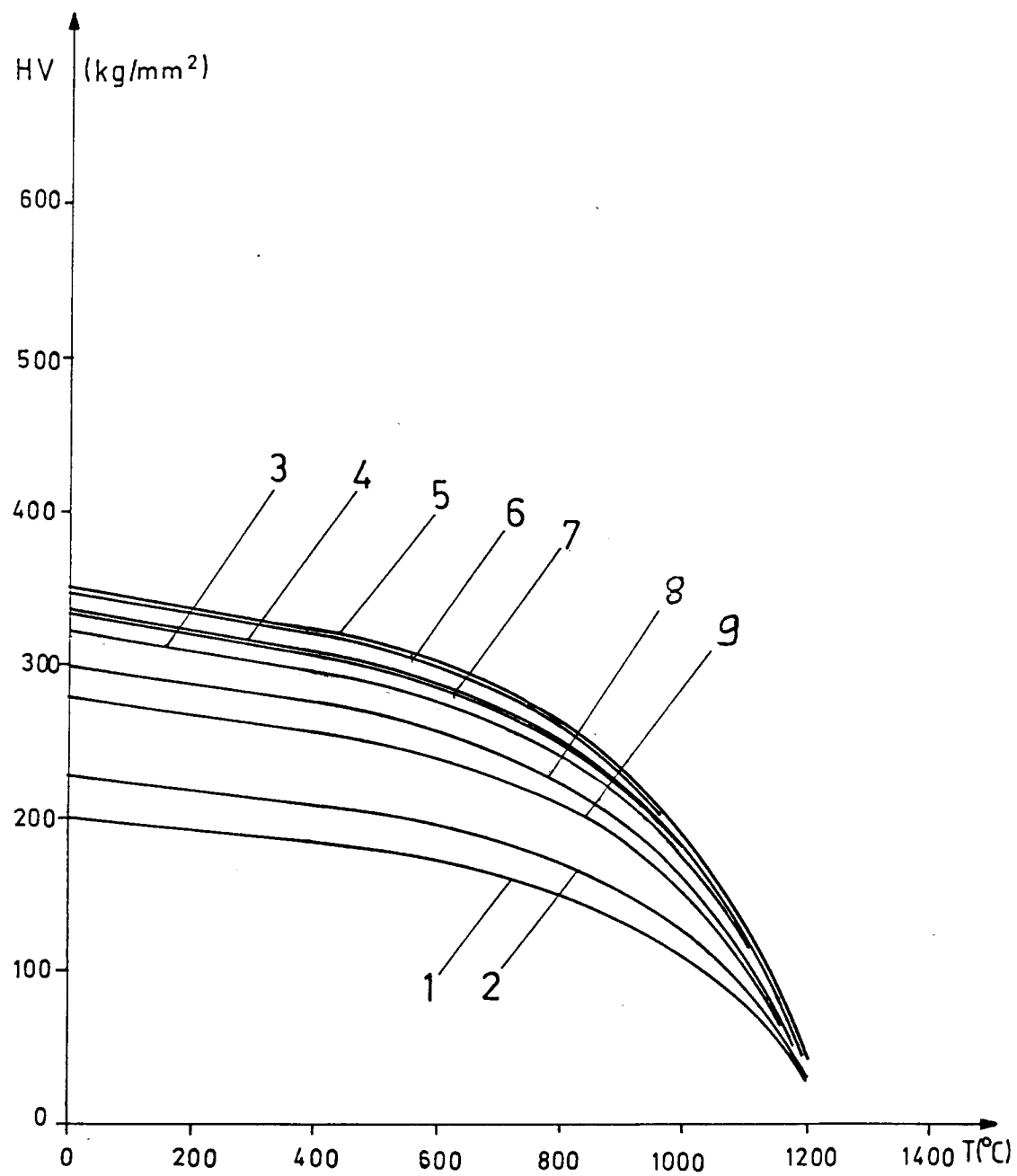
$0,46 \leq (x + y + z) \leq 0,54$.

45

50

55

FIG.1



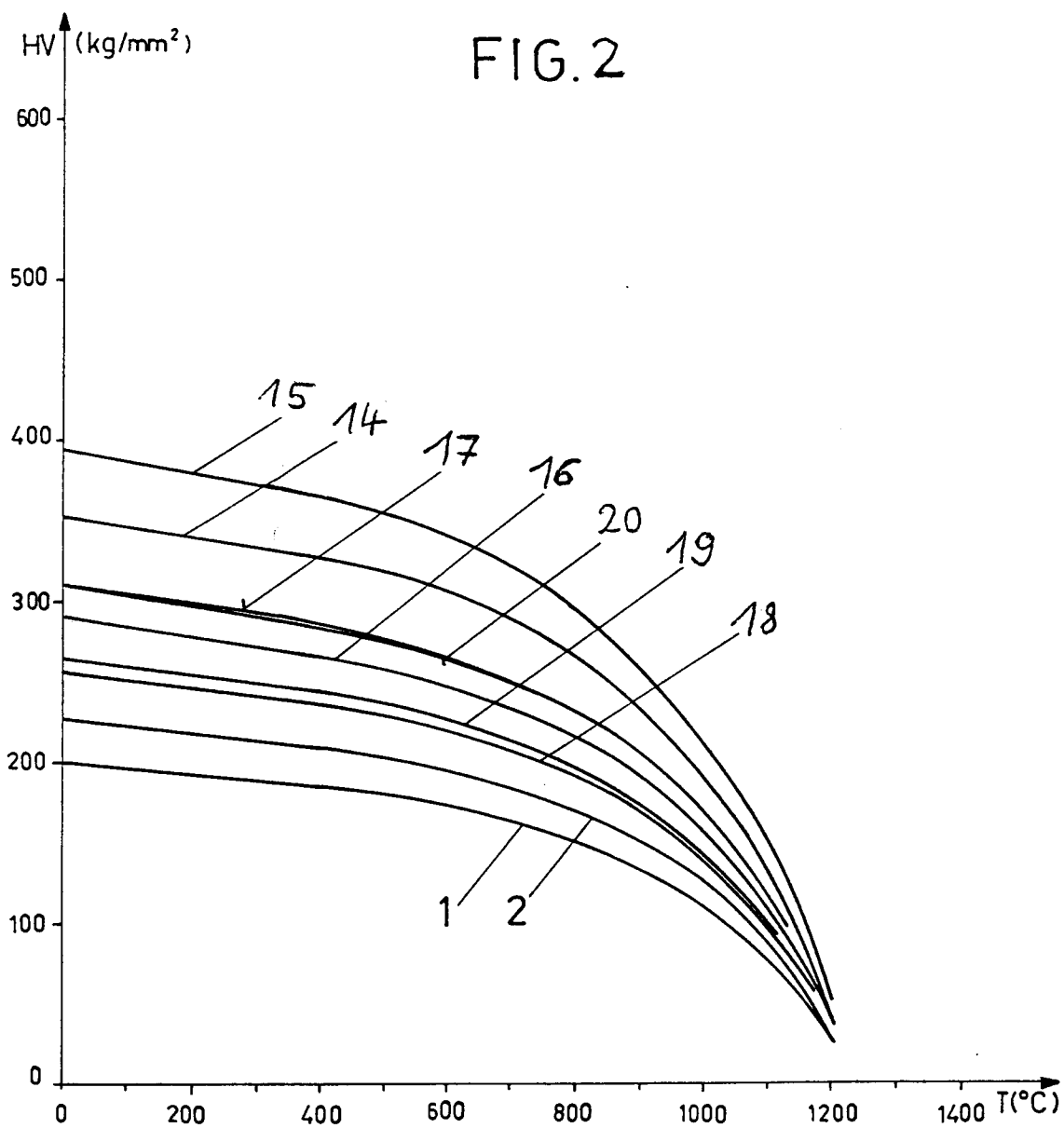


FIG.3

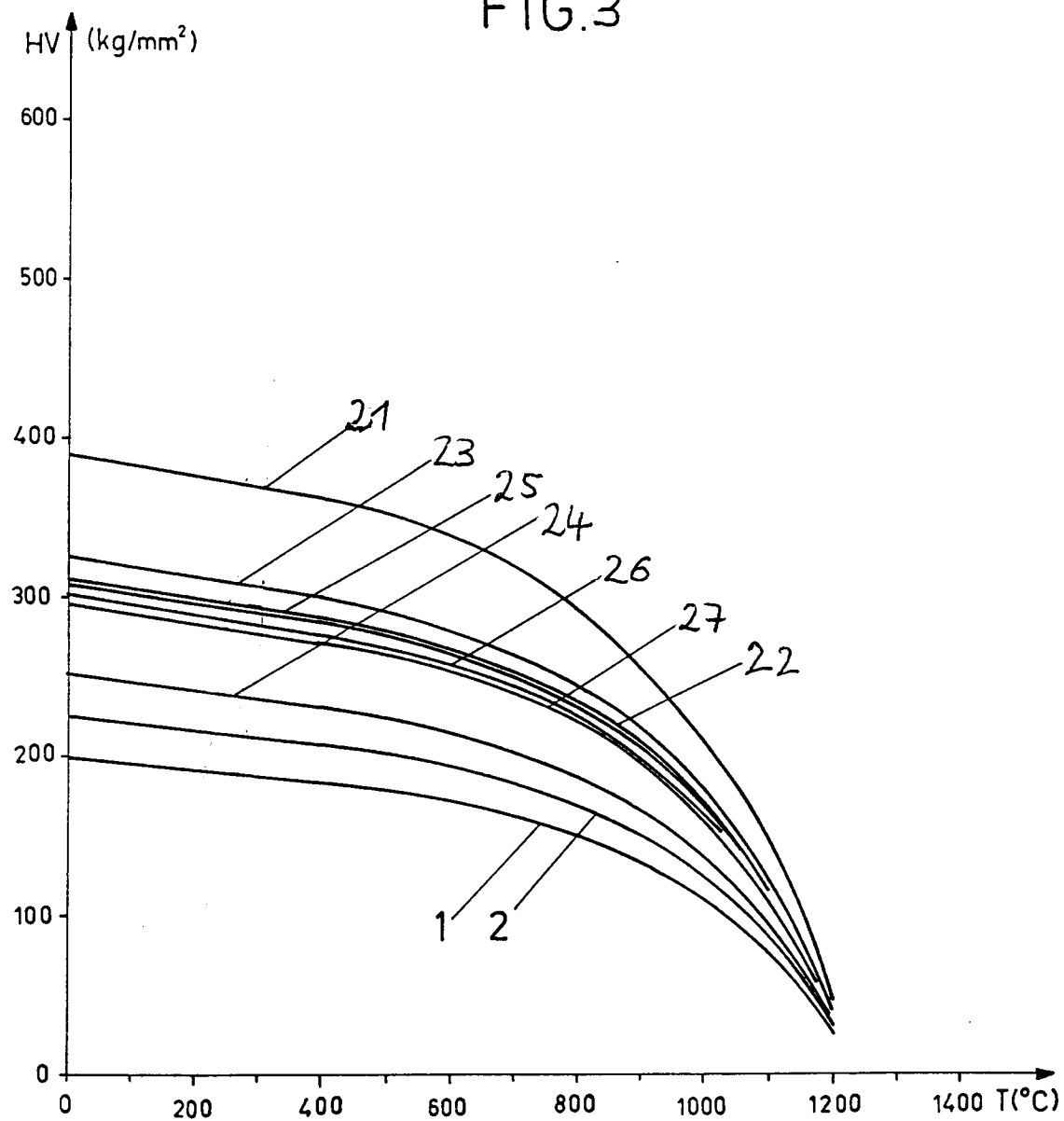


FIG. 4

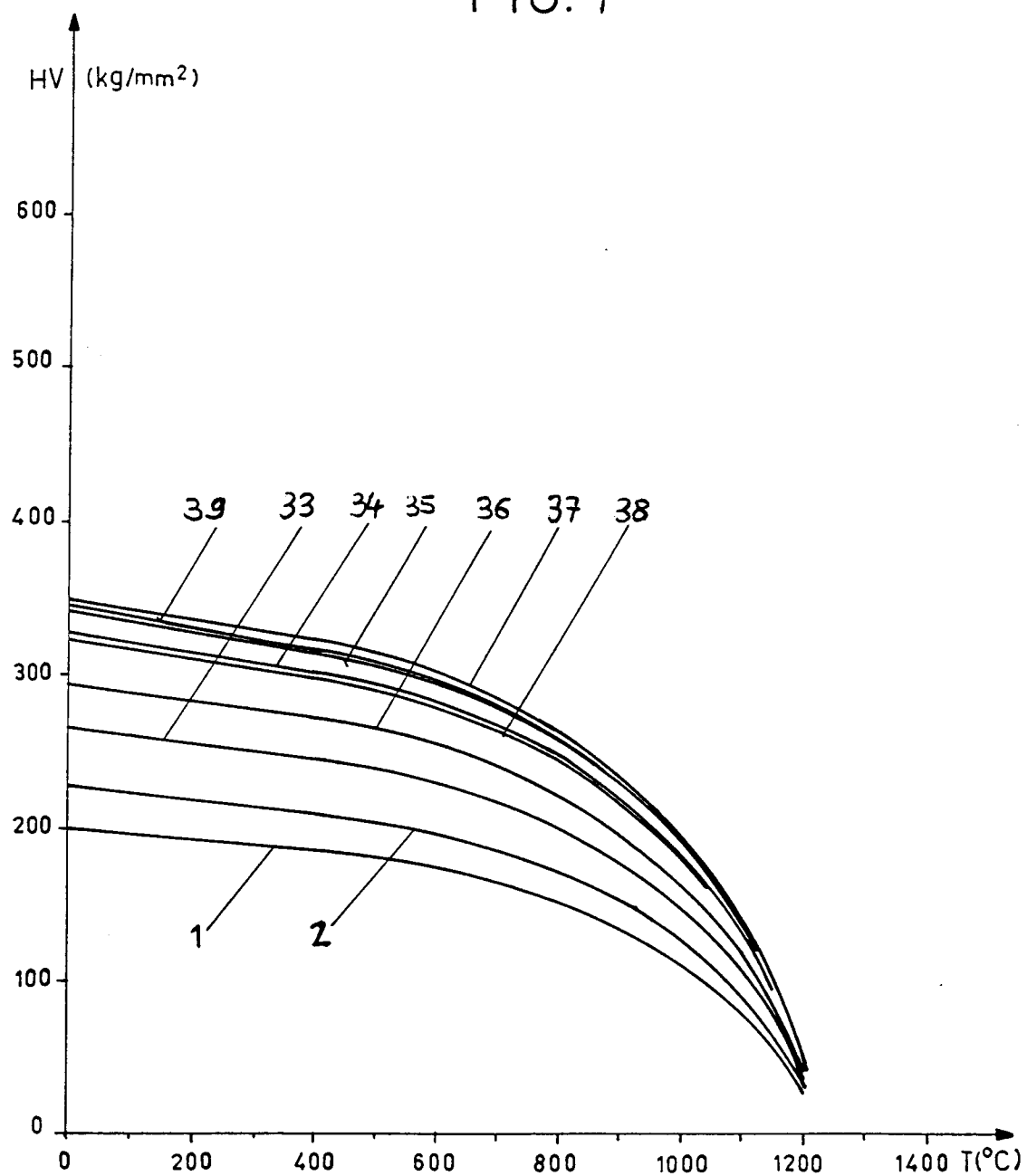


FIG. 5

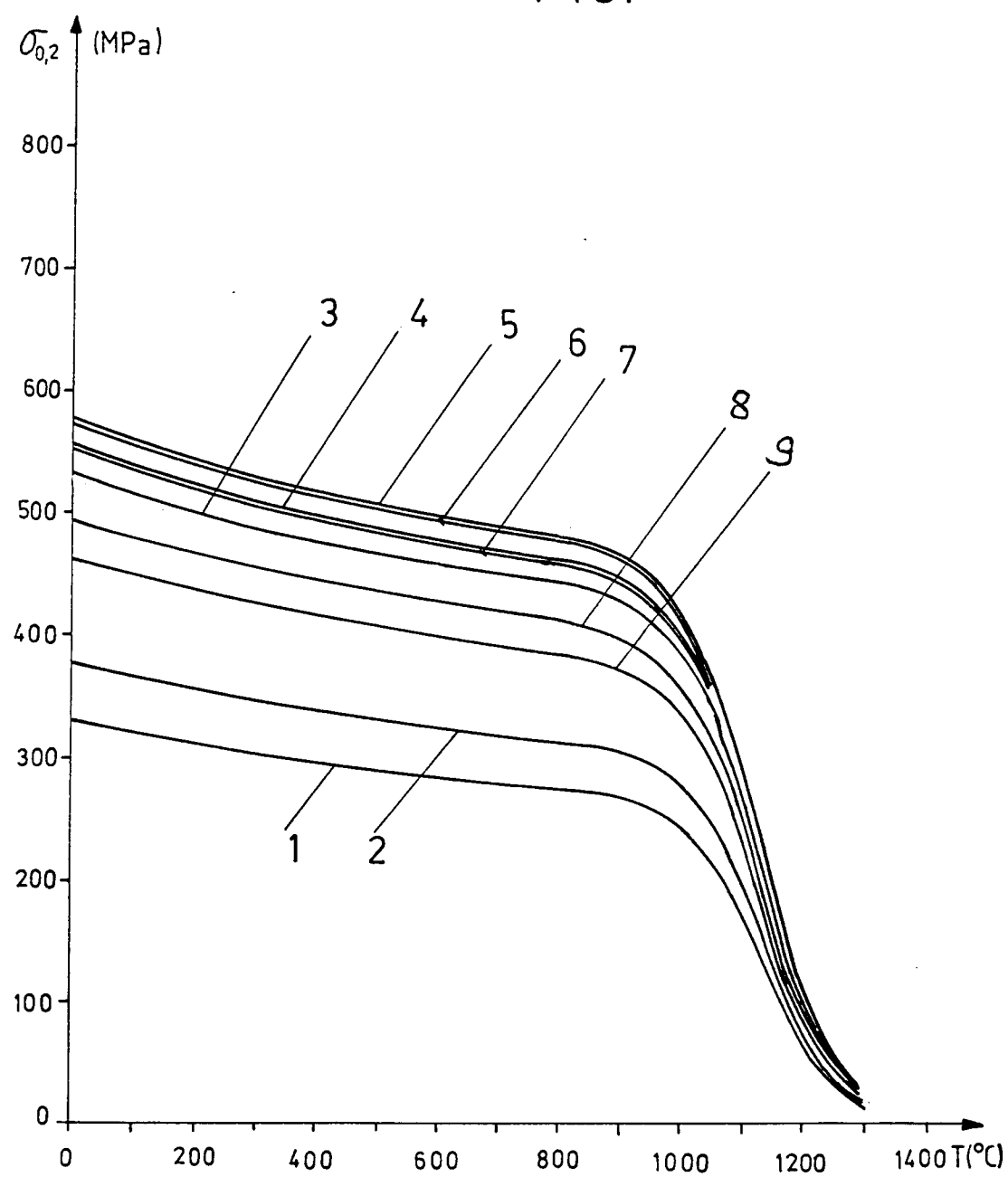


FIG. 6

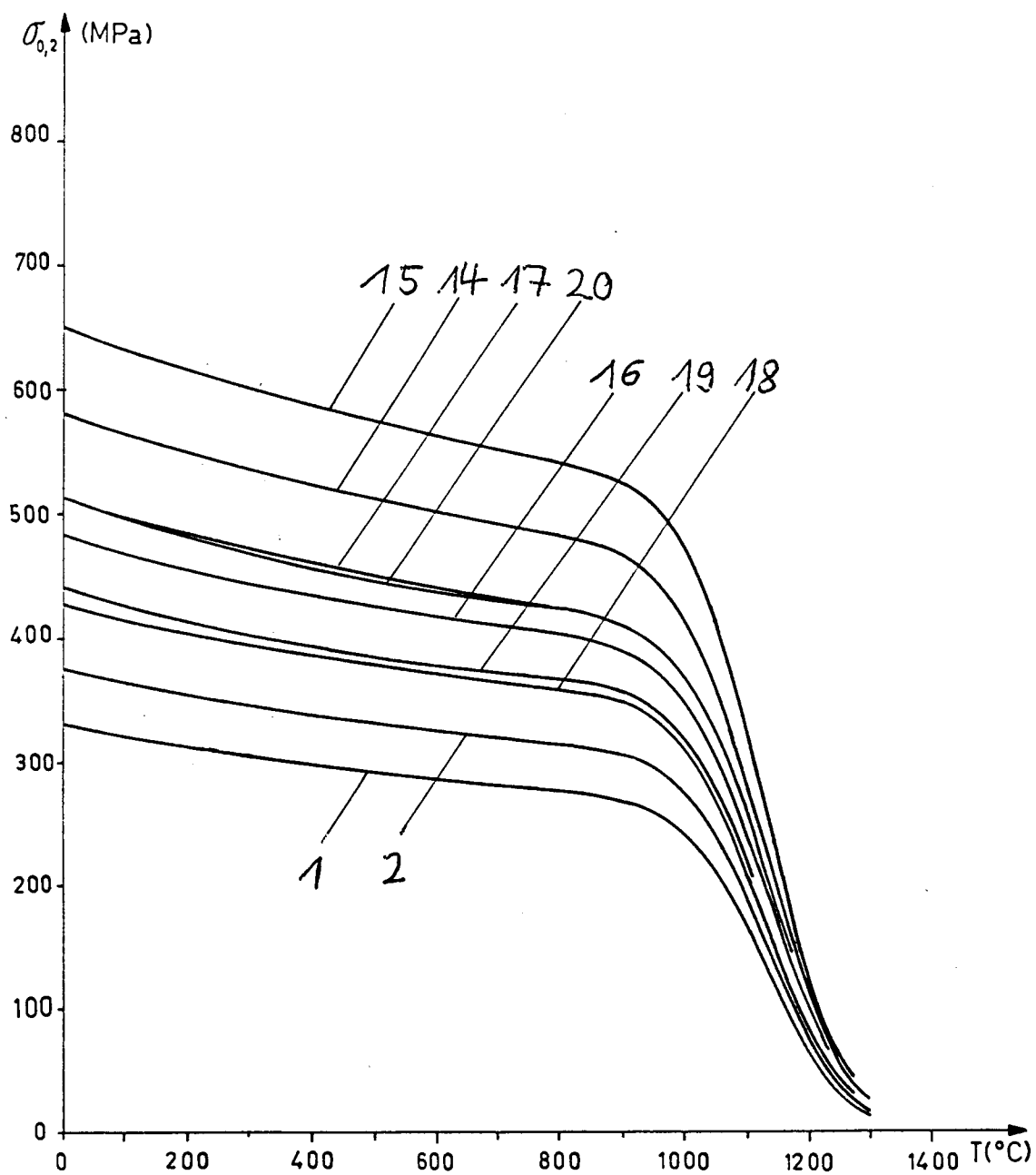


FIG. 7

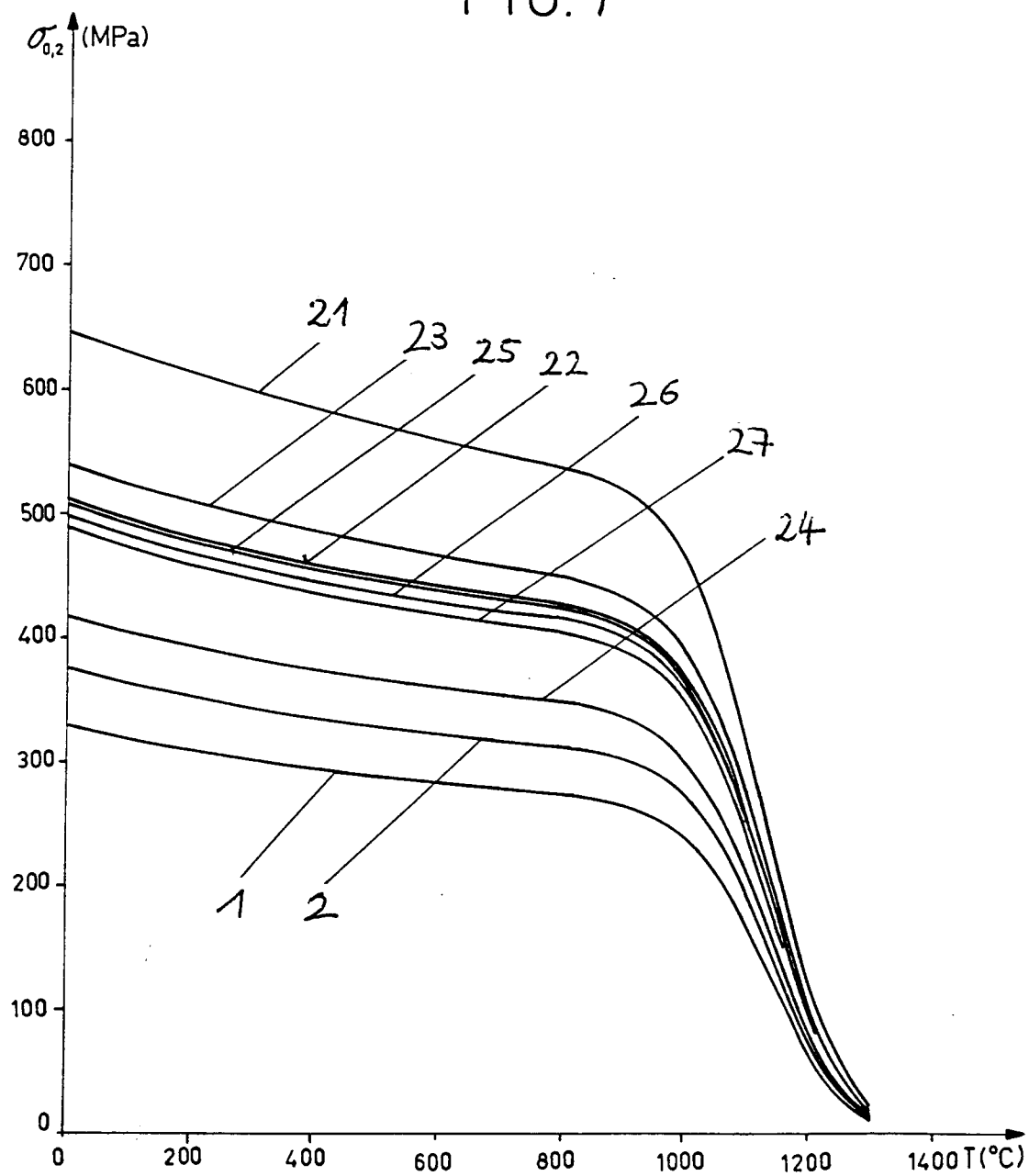


FIG. 8

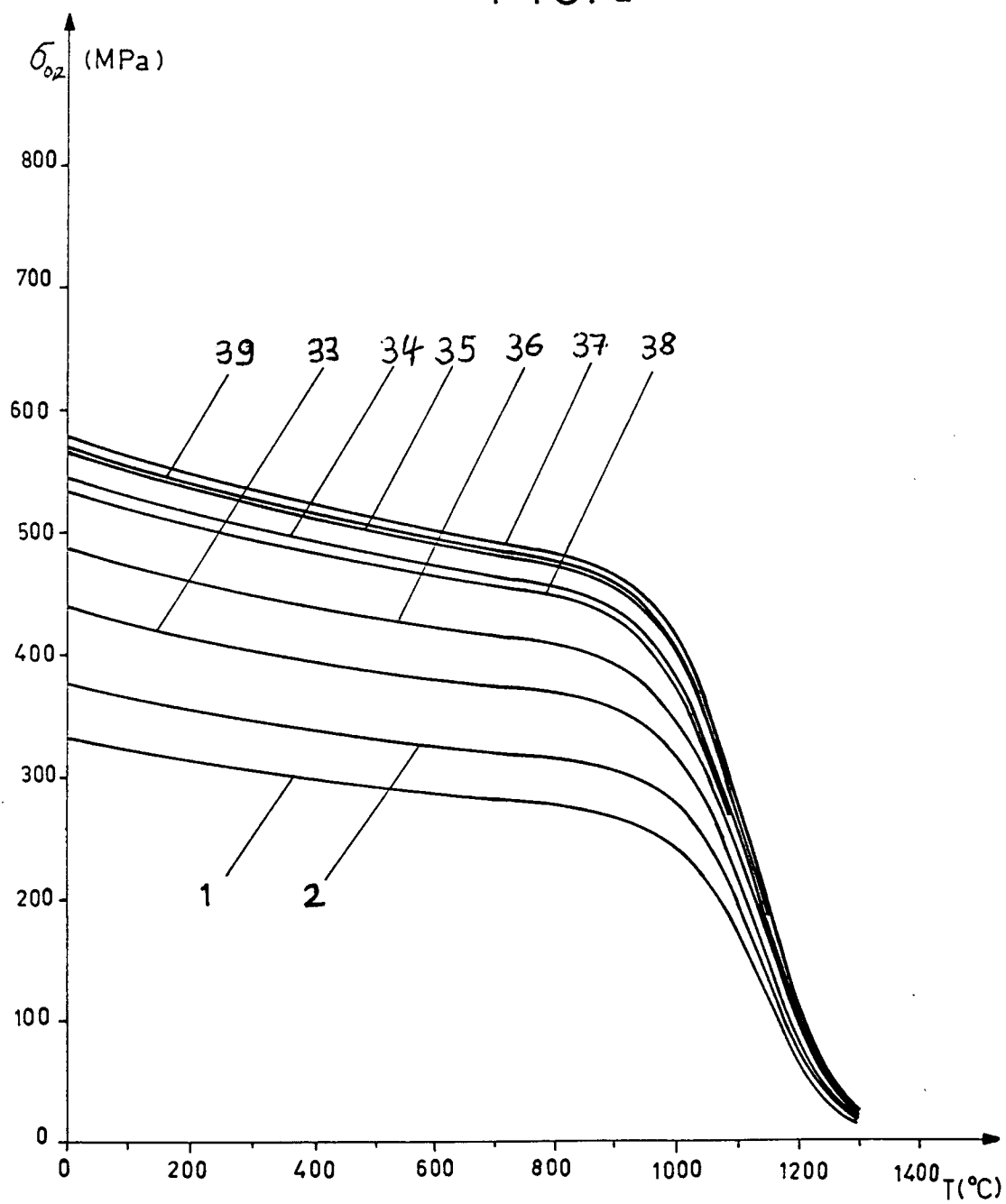


FIG. 9

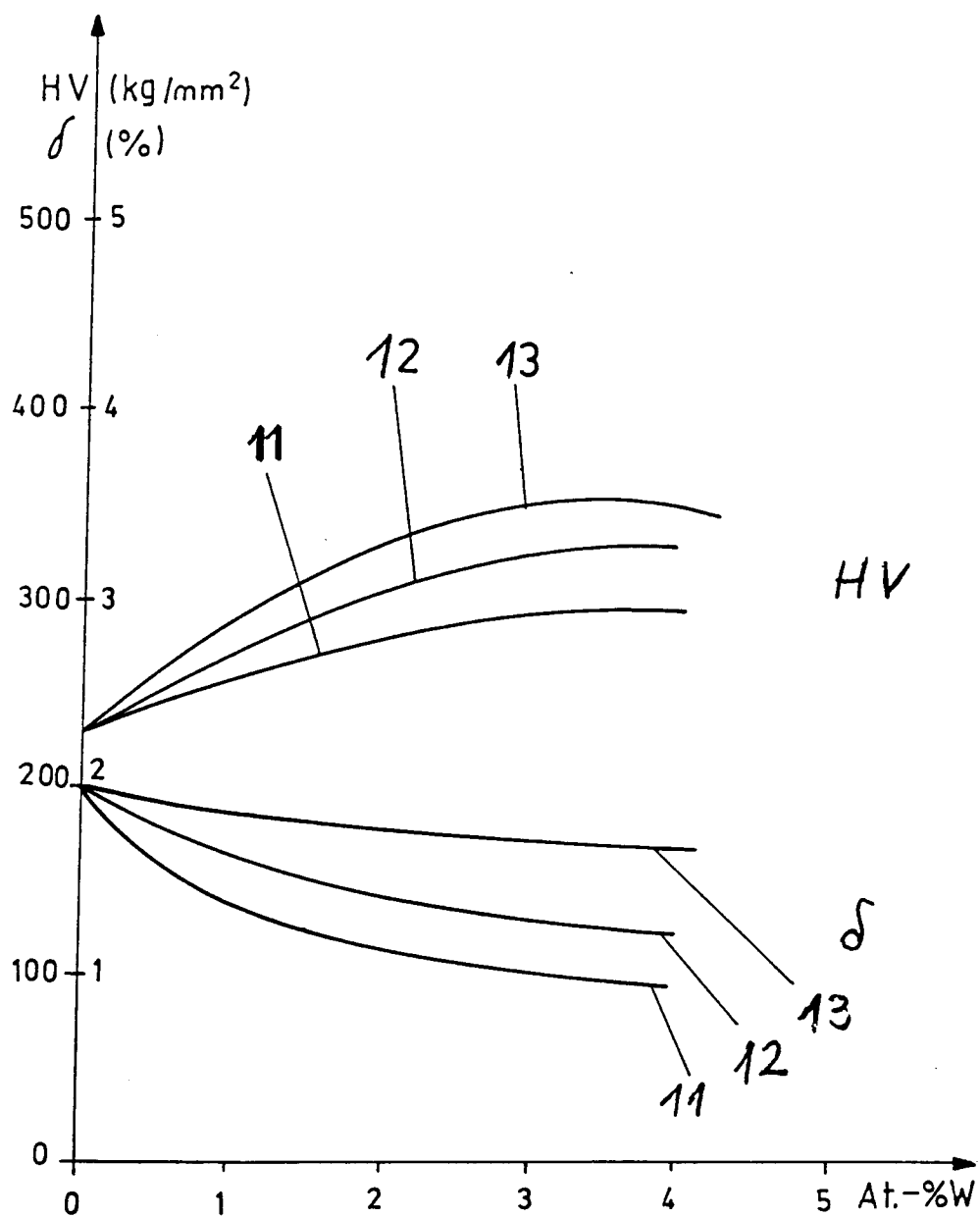


FIG. 10

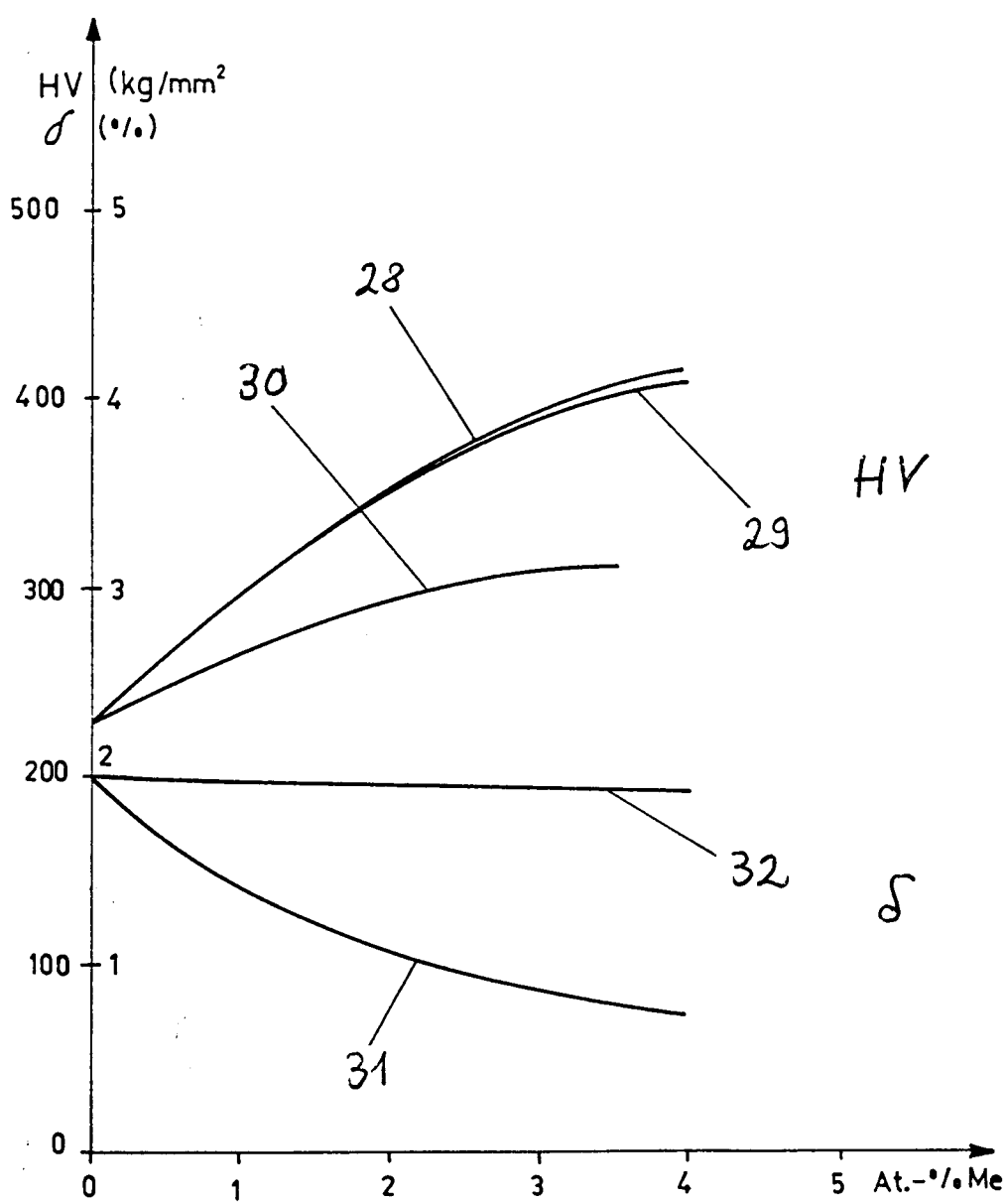


FIG. 11

