



12 **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

21 Anmeldenummer: **91105503.6**

51 Int. Cl.⁵: **C22C 14/00**

22 Anmeldetag: **08.04.91**

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

71 Anmelder: **ASEA BROWN BOVERI AG**
Haselstrasse
CH-5401 Baden(CH)

43 Veröffentlichungstag der Anmeldung:
06.11.91 Patentblatt 91/45

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

84 Benannte Vertragsstaaten:
AT CH DE FR GB IT LI NL

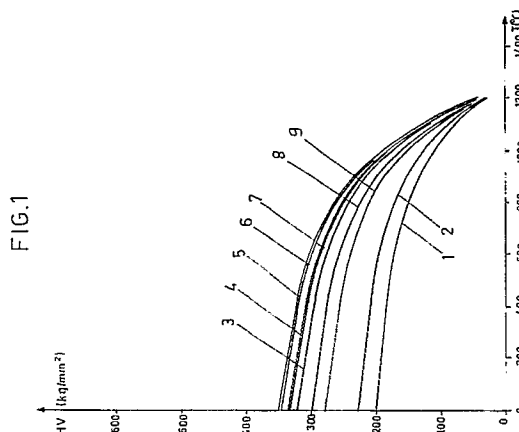
54 **Hochtemperaturlegierung für Maschinenbauteile auf der Basis von dotiertem Titanaluminid.**

57 Die Hochtemperaturlegierung ist für mechanisch und thermisch hochbeanspruchte Bauteile von Maschinen bestimmt. Sie basiert im wesentlichen auf dotiertem TiAl und weist folgende Zusammensetzung auf:

$Ti_xElyMe_zAl_{1-(x+y+z)}$, wobei

EI = B, Ge oder Si und Me = Co, Cr, Ge, Hf, Mn, Mo, Nb, Pd, Ta, V, W, Y, und/oder Zr bedeuten und gilt:

$0,46 \leq x \leq 0,54$,
 $0,001 \leq y \leq 0,015$ für EI = Ge und Me = Cr, Hf, Mn, Mo, Nb, Ta, V und/oder W,
 $0,001 \leq y \leq 0,015$ für EI = Si und Me = Hf, Mn, Mo, Ta, V und/oder W,
 $0 \leq y \leq 0,01$ für EI = B und Me = Co, Ge, Pd, Y und/oder Zr,
 $0 \leq y \leq 0,02$ für EI = Ge und Me = Co, Ge, Pd, Y und/oder Zr,
 $0,0001 \leq y \leq 0,01$ für EI = B und Me = Cr, Mn, Nb und/oder W,
 $0,01 \leq z \leq 0,04$, falls Me = Einzelement,
 $0,01 \leq z \leq 0,08$, falls Me zwei oder mehr Einzelemente und
 $0,46 \leq (x + y + z) \leq 0,54$.



Hochtemperaturlegierungen für thermische Maschinen auf der Basis von intermetallischen Verbindungen, welche sich für gerichtete Erstarrung eignen und die konventionellen Nickelbasis-Superlegierungen ergänzen.

Die Erfindung bezieht sich auf die Weiterentwicklung und Verbesserung der auf einer intermetallischen Verbindung des Typs Titanaluminid TiAl basierenden Legierungen mit weiteren, die Festigkeit, die Zähigkeit und die Dehnbarkeit erhöhenden Zusätzen.

Im engeren Sinne betrifft die Erfindung eine Hochtemperaturlegierung für Maschinenbauteile auf der Basis von dotiertem TiAl.

10 STAND DER TECHNIK

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 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.

Es wurde schon versucht, die Eigenschaften des reinen TiAl durch leichte Veränderungen des Ti/Al-Atomverhältnisses sowie durch Zulegieren von anderen Elementen zu verbessern. Als weitere Elemente wurden beispielsweise alternativ Cr, B, V, Si, Ta sowie (Ni + Si) und (Ni + Si + B) vorgeschlagen, ferner Mn, W, Mo, Nb, Hf. Die Absicht bestand darin, einerseits die Sprödigkeit herabzusetzen, d.h. die Dehnbarkeit und Zähigkeit des Werkstoffs zu erhöhen, andererseits eine möglichst hohe Festigkeit im interessierenden Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur und Betriebstemperatur zu erreichen. Ausserdem wurde eine genügend hohe Oxydationsbeständigkeit angestrebt. Diese Ziele wurden jedoch nur teilweise erreicht.

Die Warmfestigkeit der bekannten Aluminide lässt indessen noch zu wünschen übrig. Entsprechend dem vergleichsweise niedrigen Schmelzpunkt dieser Werkstoffe ist die Festigkeit, insbesondere die Kriechfestigkeit im oberen Temperaturbereich ungenügend, wie auch aus diesbezüglichen Veröffentlichungen hervorgeht.

Bekannt ist aus US-A-3 203 794 eine TiAl-Hochtemperaturlegierung mit 37 Gew.-% Al, 1 Gew.-% Zr, Rest Ti. Der vergleichsweise geringe Zusatz an Zr bedingt, dass diese Legierung reinem TiAl vergleichbare Eigenschaften aufweist.

Aus EP-A1-0 365 598 geht eine Hochtemperaturlegierung auf der Basis TiAl mit Zusätzen an Si und Nb hervor, wohingegen in EP-A1-0 405 134 eine Hochtemperaturlegierung auf der Basis TiAl mit Zusätzen an Si und Cr vorgeschlagen wird.

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.
- 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
- US-A-4 842 820
- US-A-4 857 268
- US-A-4 836 983
- EP-A-0 275 391

Die Eigenschaften der bekannten modifizierten intermetallischen Verbindungen genügen den technischen Anforderungen im allgemeinen noch nicht, um daraus brauchbare Werkstücke herzustellen. Dies gilt insbesondere bezüglich Warmfestigkeit und Zähigkeit (Duktilität). Es besteht daher ein Bedürfnis nach Weiterentwicklung und Verbesserung derartiger Werkstoffe.

DARSTELLUNG DER ERFINDUNG

Der Erfindung, wie sie im einzigen Patentanspruch definiert ist, liegt die Aufgabe zugrunde, eine leichte Legierung mit hinreichendem Oxydations- und Korrosionswiderstand bei hohen Temperaturen und gleichzeitig hoher Warmfestigkeit sowie genügender Zähigkeit im Temperaturbereich von 500 bis 1000 °C anzugeben, die sich gut für gerichtete Erstarrung eignet und im wesentlichen aus einer hochschmelzenden

intermetallischen Verbindung besteht.

WEG ZUR AUSFÜHRUNG DER ERFINDUNG

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

Dabei zeigen:

- Fig. 1-4 graphische Darstellungen der Vickershärte HV in Funktion der Temperatur von Legierungen 3-9, 14-20, 21-27 und 33-38 auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid, sowie von Vergleichslegierungen 1 und 2,
- 10 Fig. 5-8 graphische Darstellungen der Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ in Funktion der Temperatur von den Legierungen 3-9, 14-20, 21-27 und 33-39 sowie von den Vergleichslegierungen 1 und 2, und
- Fig. 9-11 graphische Darstellungen des Einflusses von Wolframzusätzen auf die Vickershärte HV und die Bruchdehnung δ bei Raumtemperatur von Legierungen 11-13, 28-32, 40 und 41 auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid.

Fig. 1 ist eine graphische Darstellung der Vickershärte HV (kg/mm^2) in Funktion der Temperatur T ($^{\circ}\text{C}$) von Legierungen 3-9 auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid. Um den Einfluss der Legierungselemente überblicken zu können, sind noch die Vickershärten für die reinen Titanaluminide 1 und 2 mit 50 At.-% Al und mit 48 At.-% Al eingezeichnet. Die Legierungen haben die folgende Zusammen-

- 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
- 25 Legierung 4: 50,5 At.-% Ti, 3 At.-% W, 0,5 At.-% Ge, 46 At.-% Al
- 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
- 30 Legierung 9: 48,5 At.-% Ti, 3 At.-% Ta, 0,5 At.-% Si, 48 At.-% Al

Die Kurven zeigen alle einen ähnlichen charakteristischen Verlauf. Bis zu einer Temperatur von ca. 500 $^{\circ}\text{C}$ muss mit einem Abfall von durchschnittlich 10 % gerechnet werden. Bei 700 $^{\circ}\text{C}$ beträgt die Härte HV noch ca. 80 %, bei 850 $^{\circ}\text{C}$ noch ca. 70 % des Wertes bei Raumtemperatur.

Fig. 2 ist eine graphische Darstellung der Vickershärte HV (kg/mm^2) in Funktion der Temperatur T ($^{\circ}\text{C}$) von Legierungen 14-20 auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid, sowie von Vergleichs-

- Legierung 1: 50 At.-% Ti, Rest Al
- Legierung 2: 52 At.-% Ti, Rest Al
- Legierung 14: 50 At.-% Ti, 2 At.-% Y, 48 At.-% Al
- 40 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
- Legierung 19: 51 At.-% Ti, 1 At.-% Zr, 48 At.-% Al
- 45 Legierung 20: 49 At.-% Ti, 3 At.-% Zr, 48 At.-% Al

Die Kurven zeigen alle einen ähnlichen charakteristischen Verlauf. Bis zu einer Temperatur von ca. 500 $^{\circ}\text{C}$ muss mit einem Abfall von durchschnittlich 10 % gerechnet werden. Bei 700 $^{\circ}\text{C}$ beträgt die Härte HV noch ca. 80 %, bei 850 $^{\circ}\text{C}$ noch ca. 70 % des Wertes bei Raumtemperatur.

Fig. 3 bezieht sich auf die graphische Darstellung der Vickershärte HV in Funktion der Temperatur T von Legierungen 21-27 auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid, sowie von den Vergleichslegierungen 1 und 2.

- 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
- 55 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

Es gilt das unter Fig. 2 Gesagte.

Fig. 4 ist eine graphische Darstellung der Vickershärte HV (kg/mm²) in Funktion der Temperatur T (°C) von Legierungen 33-39 auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid und von den Vergleichslegierungen 1 und 2.

5	Legierung 1:	50 At.-% Ti, Rest Al
	Legierung 2:	52 At.-% Ti, Rest Al
	Legierung 33:	50,5 At.-% Ti, 1 At.-% W, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al.
	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.
10	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.
	Legierung 39:	48,5 At.-% Ti, 2 At.-% Cr, 1 At.-% Mn, 0,5 At.-% B, 48 At.-% Al.

Die Kurven zeigen alle 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.

Fig. 5 ist eine graphische Darstellung der Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ (MPa) in Funktion der Temperatur T (°C) von den Legierungen 1-9.

Alle Kurven zeigen 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.

Fig. 6 ist eine graphische Darstellung der Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ (MPa) in Funktion der Temperatur T (°C) von den Legierungen 14-20 und von den Vergleichslegierungen 1 und 2.

Alle Kurven zeigen 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.

Fig. 7 bezieht sich auf eine graphische Darstellung der Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ in Funktion der Temperatur von den Legierungen 21-27 und von den Vergleichslegierungen 1 und 2.

Es gilt das unter Fig. 3 Gesagte.

Fig. 8 ist eine graphische Darstellung der Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ (MPa) in Funktion der Temperatur T (°C) von den Legierungen 33-39 und den Vergleichslegierungen 1 und 2.

Alle Kurven zeigen 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.

Die Figuren 9, 10 und 11 beziehen sich jeweils auf graphische Darstellungen des Einflusses von Metallzusätzen (Me, W) auf die mechanischen Eigenschaften von Legierungen auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titanaluminid bei Raumtemperatur. Bei Legierungen 11, 12, 13, 28, 29, 30, 40 und 41 ist jeweils der Einfluss von Wolfram- bzw. Yttrium-Gehalt auf die Vickershärte HV (kg/mm²) und bei Legierungen 11, 12, 13, 31, 32 und 40 der Einfluss von Wolfram- bzw. Yttrium-Gehalt auf die Bruchdehnung δ (%) jeweils bei Raumtemperatur dargestellt.

Die Legierung 11 dient als Basis. Die Zusammensetzungen der Legierungen sind wie folgt:

45

50

55

5	Legierung	Bestandteile in At.-%					Ti
		Al	Ge	Si	B	Me	
-	11	48	-	-	-	W	Rest
	12	48	0,5	-	-	W	Rest
10	13	48	-	0,5	-	W	Rest
	28	48	-	-	-	Y	Rest
15	29	48	-	-	0,5	Y	Rest
	30	48	2	-	-	Zr	Rest
	31	48	-	-	-	Y	Rest
20	32	48	-	-	0,5	Y	Rest
	40	48	-	-	0,5	W	Rest
25	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 such 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 Ausführungs-

beispiel 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.

5

Ausführungsbeispiel 3:

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

Ti = 50 At.-%
 10 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
 15 Probekörper für Druck-, Härte- und Schlagproben hergestellt. Die mechanischen Eigenschaften entsprachen ungefähr denjenigen der vorangegangenen Beispiele. Eine Wärmebehandlung ergab eine weitere Verbesserung dieser Werte.

Ausführungsbeispiele 4 - 21:

20

Unter Argon wurden die nachfolgenden Legierungen erschmolzen:

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

- Ge = 0,2 At.-%
W = 1 At.-%
V = 3 At.-%
Al = 44,3 At.-%
5 Ti = 50 At.-%
Ge = 0,8 At.-%
Mn = 2,4 At.-%
Cr = 1,6 At.-%
Al = 45,2 At.-%
10 Ti = 47 At.-%
Ge = 1,3 At.-%
Nb = 2,5 At.-%
Hf = 0,5 At.-%
Al = 48,7 At.-%
15 Ti = 47 At.-%
Si = 0,3 At.-%
W = 1,5 At.-%
Cr = 1 At.-%
Nb = 1 At.-%
20 Al = 49,2 At.-%
Ti = 51 At.-%
Si = 0,7 At.-%
Mo = 0,7 At.-%
Mn = 3 At.-%
25 V = 0,3 At.-%
Al = 44,3 At.-%
Ti = 50 At.-%
Si = 1 At.-%
V = 1 At.-%
30 Nb = 1 At.-%
Mn = 1 At.-%
Al = 45 At.-%
Ti = 49 At.-%
Si = 1,2 At.-%
35 Ta = 1,5 At.-%
W = 1,4 At.-%
Hf = 1 At.-%
Al = 45,9 At.-%
Ti = 49 At.-%
40 Ge = 1,5 At.-%
W = 2,5 At.-%
Mo = 0,5 At.-%
Cr = 1 At.-%
Al = 45,5 At.-%
45 Ti = 51,5 At.-%
Ge = 1 At.-%
V = 1,5 At.-%
Ta = 0,5 At.-%
Hf = 1,5 At.-%
50 Al = 44 At.-%
Ti = 46 At.-%
Ge = 0,5 At.-%
Nb = 3 At.-%
Mo = 0,5 At.-%
55 Cr = 0,5 At.-%
Al = 49,5 At.-%

Im übrigen wurde wie unter Beispiel 1 verfahren.

Ausführungsbeispiel 22:

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

Ti = 48,5 At.-%

5 Ge = 0,5 At.-%

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 Probekörper 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) angeben. Eine Wärmebehandlung ergab eine weitere Verbesserung dieser Werte.

Ausführungsbeispiel 23:

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

20 Ti = 50,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

W = 3 At.-%

Al = 46 At.-%

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:

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

Ti = 48,5 At.-%

30 Si = 0,5 At.-%

W = 3 At.-%

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:

40

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

Ti = 47,5 At.-%

Si = 0,5 At.-%

W = 4 At.-%

45 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:

50

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

Ti = 48,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

55 Cr = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

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:

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

- Ti = 48,5 At.-%
 5 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).

10

Ausführungsbeispiel 28:

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

- 15 Ti = 48,5 At.-%
 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).

20

Ausführungsbeispiel 29:

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

25

- Ti = 48,5 At.-%
 Si = 0,5 At.-%
 V = 3 At.-%
 Al = 48 At.-%

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.

30

Ausführungsbeispiel 30:

Ähnlich Beispiel 22 wurde folgende Legierung aus den Elementen erschmolzen:

35

- Ti = 47,5 At.-%
 Ge = 0,5 At.-%
 Mn = 2 At.-%
 40 Nb = 2 At.-%
 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.

45

Ausführungsbeispiel 31:

Gemäss Beispiel 22 wurde eine Legierung der nachfolgenden Zusammensetzung erschmolzen:

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

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.

55

Ausführungsbeispiel 32:

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

Ti = 49,5 At.-%

Si = 0,5 At.-%

5 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.

Ausführungsbeispiel 33:

Gemäss Beispiel 22 wurde die nachfolgende Legierung unter Schutzgas erschmolzen:

15 Ti = 44,5 At.-%

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.

Ausführungsbeispiel 34:

25

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

Ti = 47 At.-%

Y = 3,5 At.-%

30 Al = 49,5 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 Form von Stäben mit ca. 8 mm Durchmesser und ca. 80 mm Länge gezwungen.

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

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.

Ausführungsbeispiel 35:

Analog Beispiel 34 wurde die nachfolgende Legierung unter Argon erschmolzen:

45 Ti = 52 At.-%

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.

55 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.-%

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
 5 Probekörper für Druck-, Härte- und Schlagproben hergestellt. Die mechanischen Eigenschaften entsprachen ungefähr denjenigen der vorangegangenen Beispiele. Eine Wärmebehandlung ergab eine weitere Verbesserung dieser Werte.

Ausführungsbeispiele 37-46:

10

Unter Argon wurden die nachfolgenden Legierungen erschmolzen:

Ti = 46 At.-%

Ge = 2 At.-%

Al = 52 At.-%

15

Ti = 48 At.-%

Pd = 0,5 At.-%

Al = 51,5 At.-%

Ti = 48 At.-%

Zr = 4 At.-%

20

B = 1,5 At.-%

Al = 46,5 At.-%

Ti = 47 At.-%

Y = 3 At.-%

B = 1 At.-%

25

Al = 49 At.-%

Ti = 48 At.-%

Co = 3 At.-%

B = 1 At.-%

Al = 48 At.-%

30

Ti = 50 At.-%

Pd = 0,2 At.-%

B = 0,8 At.-%

Al = 49 At.-%

Ti = 47,5 At.-%

35

Y = 1,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Al = 50,5 At.-%

Ti = 50 At.-%

Co = 2 At.-%

40

Ge = 2 At.-%

Al = 46 At.-%

Ti = 47 At.-%

Zr = 1 At.-%

Ge = 1,5 At.-%

45

Al = 50,5 At.-%

Ti = 52 At.-%

Pd = 0,3 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Al = 47,2 At.-%

50

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

Ausführungsbeispiel 47:

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

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) angegeben.

Ausführungsbeispiel 48:

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

Ti = 49 At.-%

Y = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

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

Ausführungsbeispiel 49:

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

Ti = 49 At.-%

Ge = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

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:

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).

Ausführungsbeispiel 51:

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

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).

Ausführungsbeispiel 52:

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

Ti = 51 At.-%

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).

Ausführungsbeispiel 53:

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

Ti = 49 At.-%

Zr = 3 At.-%

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:

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:

Ti = 47 At.-%

Ge = 2 At.-%

Zr = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

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:

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.-%

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:

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.-%

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:

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

Ti = 48,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Zr = 3 At.-%

Al = 48 At.-%

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

peratur erreichte 308 Einheiten (Fig. 3).

Ausführungsbeispiel 59:

5 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.-%

10 Al = 48 At.-%

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

Ausführungsbeispiel 60:

15

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

Ti = 48,5 At.-%

Ge = 0,5 At.-%

Co = 3 At.-%

20 Al = 48 At.-%

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

Wirkung der Elemente bei den Ausführungsbeispielen 34 - 60:

25

Durch Zulegieren der Elemente Y, Zr, Pd, Ge oder Co zu einer Ti/Al-Grundlegierung wird in allen Fällen 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.

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

35 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 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.

40 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 Titanaluminide erstreckt sich vorteilhafterweise auf Temperaturen zwischen 600 °C und 1000 °C.

45

Ausführungsbeispiel 61:

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

50 Ti = 50,5 At.-%

W = 1 At.-%

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 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 Erstarrung, wofür auch die Legierung besonders eignet.

5 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).

10

Ausführungsbeispiel 62:

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

Ti = 48,5 At.-%

15 W = 3 At.-%

B = 0,5 At.-%

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.

25

Ausführungsbeispiel 63:

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

30 Ti = 48 At.-%

W = 3 At.-%

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.

35

Ausführungsbeispiel 64:

40

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

Ti = 49,5 At.-%

Mn = 2 At.-%

B = 0,5 At.-%

45 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.

Ausführungsbeispiel 65:

50

Es wurde gemäss Beispiel 61 die nachfolgende Legierung 37 erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%

Cr = 3 At.-%

55 B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

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:

5 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.-%

10 B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

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.

15

Ausführungsbeispiel 67:

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

Ti = 48,5 At.-%

20 Cr = 2 At.-%

Mn = 1 At.-%

B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

Die Untersuchung ergab eine Vickershärte bei Raumtemperatur von 345 Einheiten (Fig. 4). Bei 25 Raumtemperatur wurde eine Fließgrenze $\sigma_{0,2}$ von 569 MPa gemessen (Fig. 8).

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.

30

Ausführungsbeispiel 68 - 77:

Entsprechend Beispiel 61 wurden die folgenden Legierungen unter Argonatmosphäre erschmolzen:

Ti = 48,5 At.-%

35 Nb = 3 At.-%

B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

Ti = 46,5 At.-%

W = 3 At.-%

40 Cr = 2 At.-%

B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

Ti = 46 At.-%

W = 1 At.-%

45 Cr = 2 At.-%

Nb = 2 At.-%

B = 1 At.-%

Al = 48 At.-%

Ti = 46,5 At.-%

50 W = 2 At.-%

Mn = 1 At.-%

Nb = 2 At.-%

B = 0,5 At.-%

Al = 48 At.-%

55 Ti = 46 At.-%

W = 1 At.-%

Cr = 1 At.-%

Mn = 2 At.-%

- Nb = 1 At.-%
 B = 1 At.-%
 Al = 48 At.-%
 Ti = 47 At.-%
 5 W = 3 At.-%
 Mn = 3 At.-%
 B = 1 At.-%
 Al = 46 At.-%
 Ti = 47 At.-%
 10 W = 4 At.-%
 Nb = 1 At.-%
 B = 0,5 At.-%
 Al = 47,5 At.-%
 Ti = 46,5 At.-%
 15 Cr = 2 At.-%
 Nb = 1 At.-%
 B = 0,5 At.-%
 Al = 50 At.-%
 Ti = 46,2 At.-%
 20 W = 1 At.-%
 Cr = 1 At.-%
 Mn = 0,7 At.-%
 B = 0,1 At.-%
 Al = 51 At.-%
 25 Ti = 46 At.-%
 Cr = 0,7 At.-%
 Mn = 0,6 At.-%
 Nb = 0,5 At.-%
 B = 0,2 At.-%
 30 Al = 52 At.-%

Im übrigen wurde wie unter Beispiel 61 verfahren.

Wirkung der Elemente bei den Ausführungsbeispielen 61-77:

35 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.

40 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
45 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.

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

Die erfindungsgemäße Hochtemperaturlegierung für mechanisch hochbeanspruchte Bauteile thermischer Maschinen ist nicht auf die Ausführungsbeispiele beschränkt und kann folgende Zusammensetzung aufweisen:

55 $Ti_xElyMe_zAl_{1-(x+y+z)}$, wobei

EI = B, Ge oder Si und Me = Co, Cr, Ge, Hf, Mn, Mo, Nb, Pd, Ta, V, W, Y, und/oder Zr bedeuten und gilt:

	$0,46 \leq x$	$\leq 0,54,$
	$0,001 \leq y$	$\leq 0,015$ für El = Ge und Me = Cr, Hf, Mn, Mo, Nb, Ta, V und/oder W,
	$0,001 \leq y$	$\leq 0,015$ für El = Si und Me = Hf, Mn, Mo, Ta, V und/oder W,
5	$0 \leq y$	$\leq 0,01$ für El = B und Me = Co, Ge, Pd, Y und/oder Zr ,
	$0 \leq y$	$\leq 0,02$ für El = Ge und Me = Co, Ge, Pd, Y und/oder Zr,
	$0,0001 \leq y$	$\leq 0,01$ für El = B und Me = Cr, Mn, Nb und/oder W,
	$0,01 \leq z$	$\leq 0,04,$ falls Me = Einzelement,
	$0,01 \leq z$	$\leq 0,08,$ falls Me zwei oder mehr Einzelemente und
	$0,46 \leq (x+y+z)$	$\leq 0,54.$

10

Patentansprüche

1. Hochtemperaturlegierung für Maschinenbauteile auf der Basis von dotiertem TiAl mit folgender Zusammensetzung:

15

$Ti_xEl_yMe_zAl_{1-(x+y+z)},$ wobei

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

20	$0,46 \leq x$	$\leq 0,54,$
	$0,001 \leq y$	$\leq 0,015$ für El = Ge und Me = Cr, Hf, Mn, Mo, Nb, Ta, V und/oder W,
	$0,001 \leq y$	$\leq 0,015$ für El = Si und Me = Hf, Mn, Mo, Ta, V und/oder W,
	$0 \leq y$	$\leq 0,01$ für El = B und Me = Co, Ge, Pd, Y und/oder Zr ,
	$0 \leq y$	$\leq 0,02$ für El = Ge und Me = Co, Ge, Pd, Y und/oder Zr,
25	$0,0001 \leq y$	$\leq 0,01$ für El = B und Me = Cr, Mn, Nb und/oder W,
	$0,01 \leq z$	$\leq 0,04,$ falls Me = Einzelement,
	$0,01 \leq z$	$\leq 0,08,$ falls Me zwei oder mehr Einzelemente und
	$0,46 \leq (x+y+z)$	$\leq 0,54.$

30

35

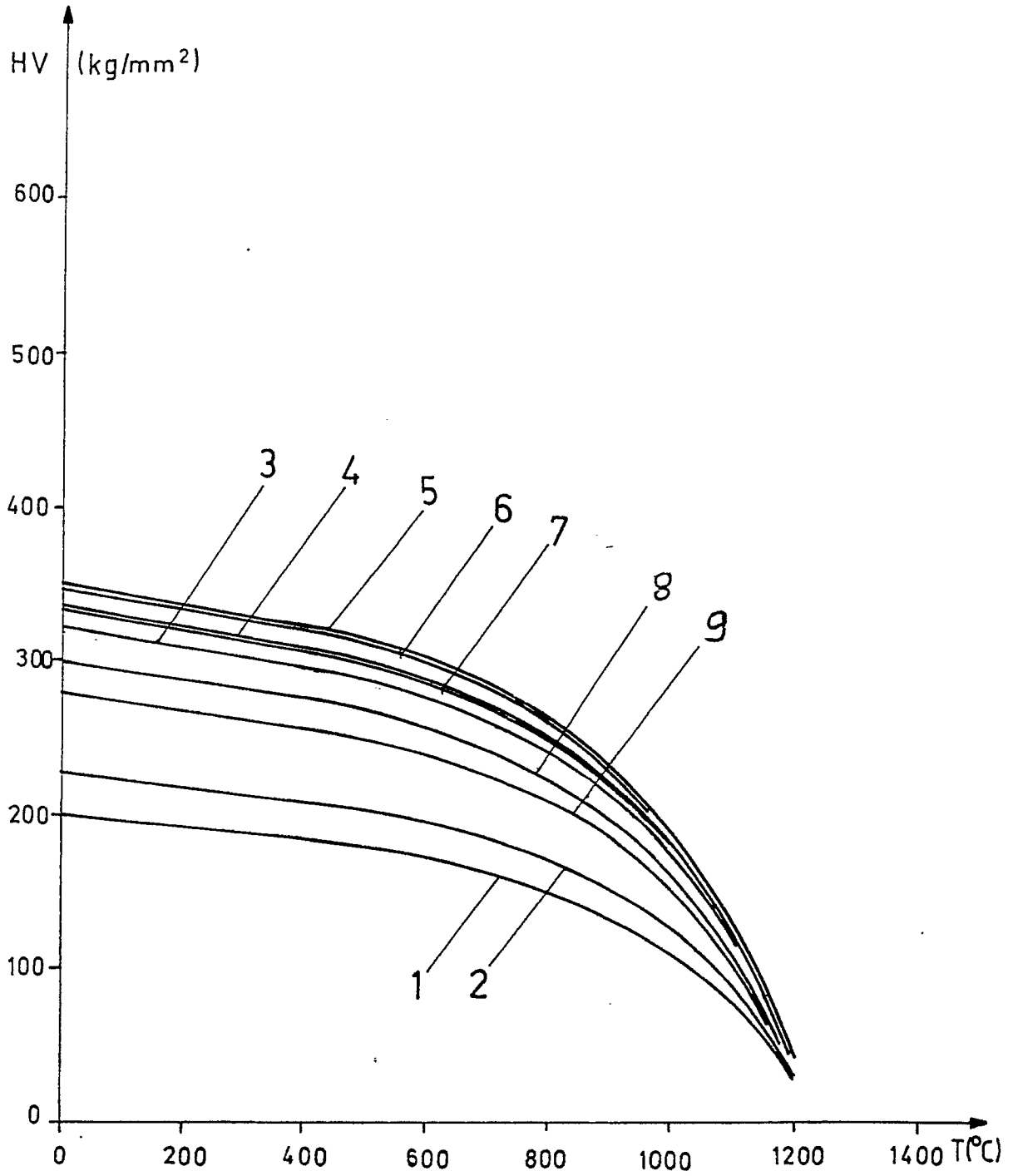
40

45

50

55

FIG.1



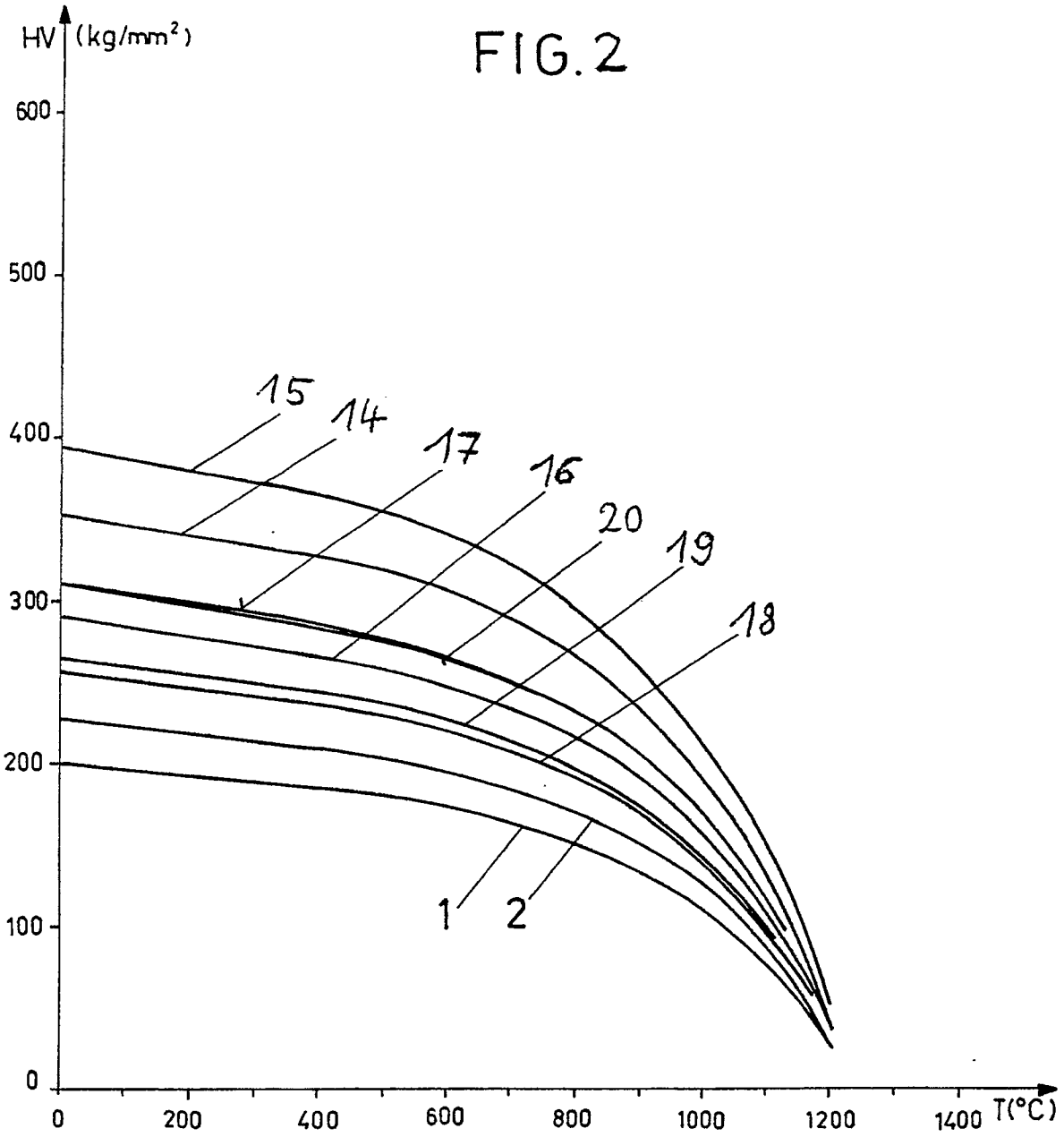


FIG.3

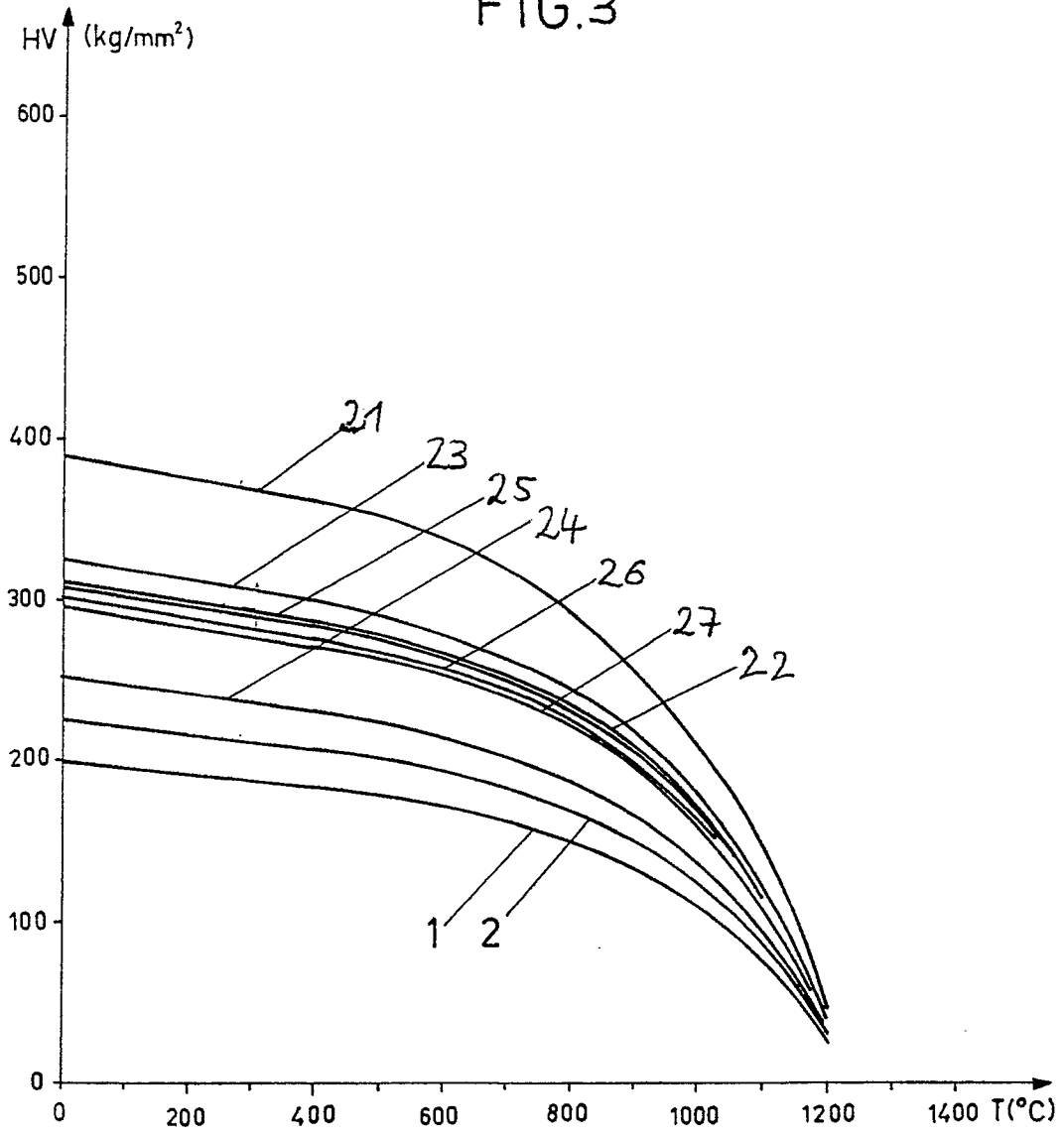


FIG. 4

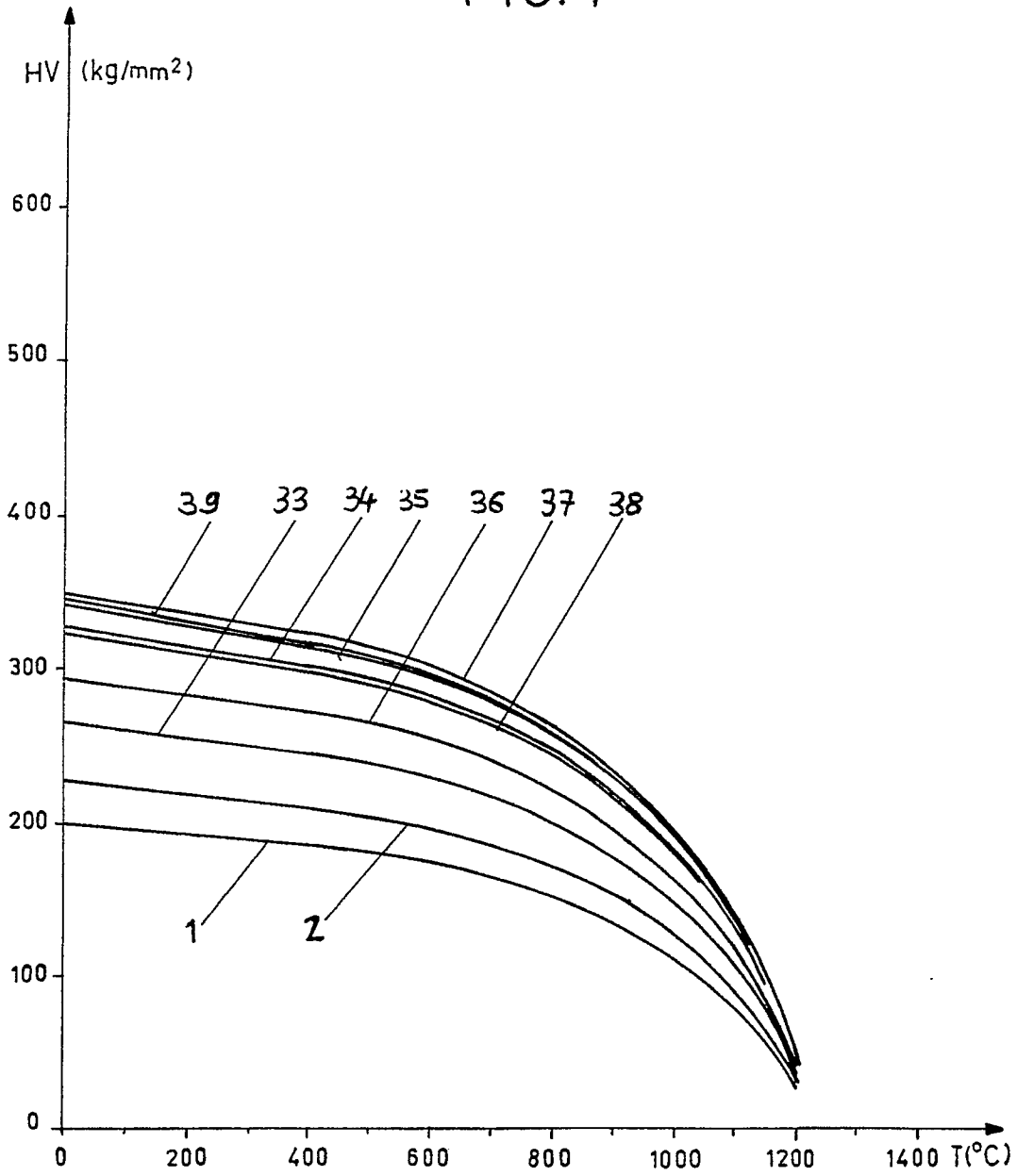


FIG. 5

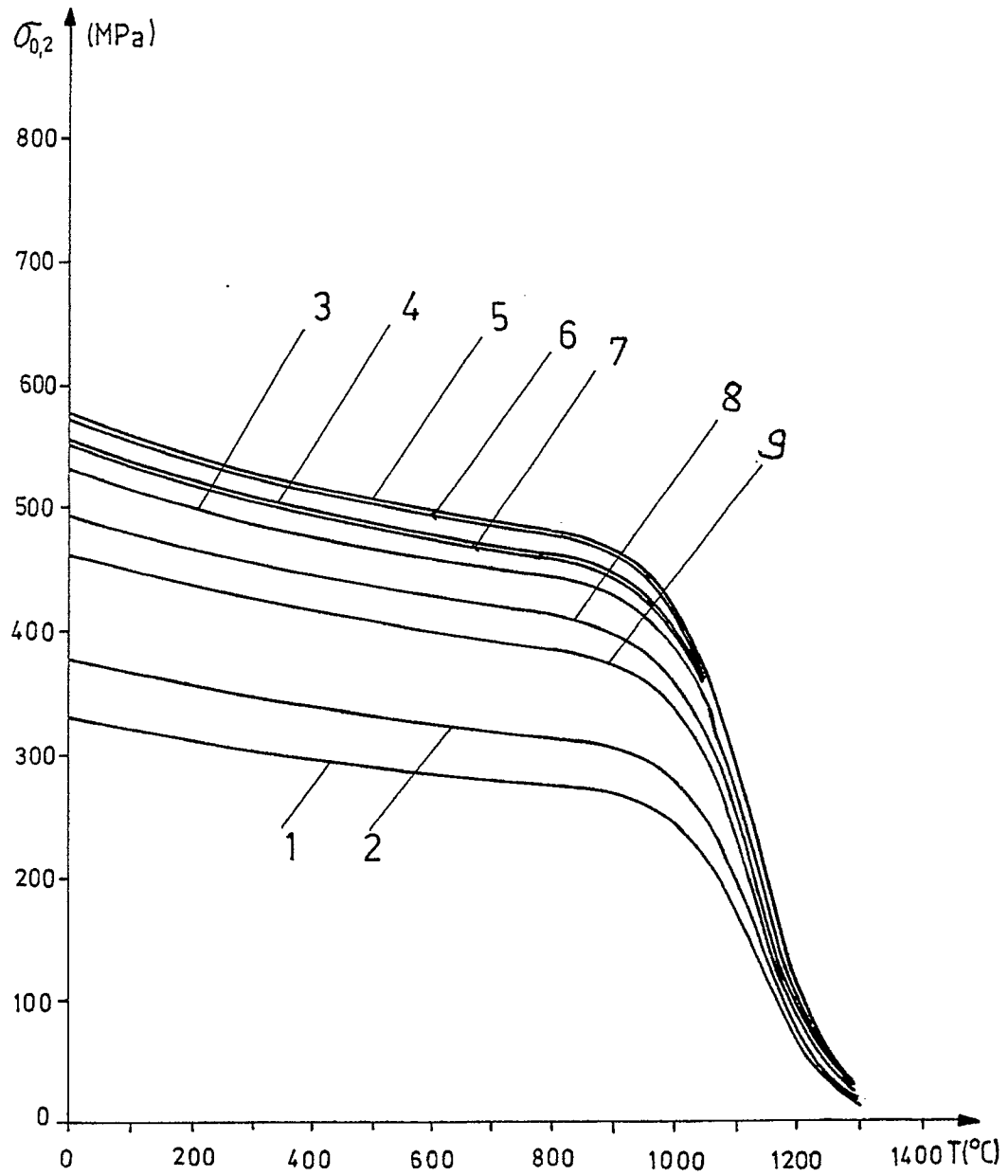


FIG. 6

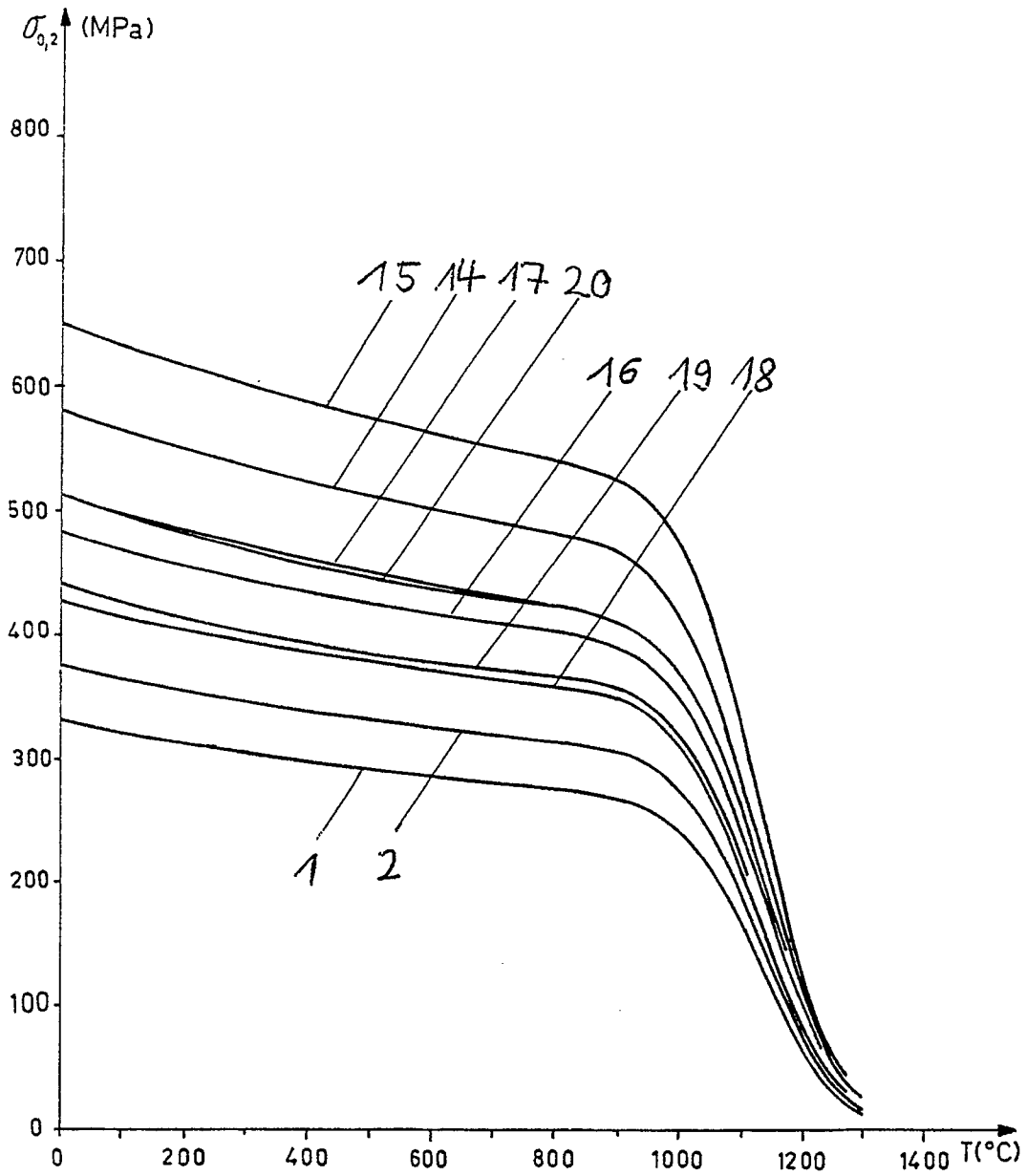


FIG. 7

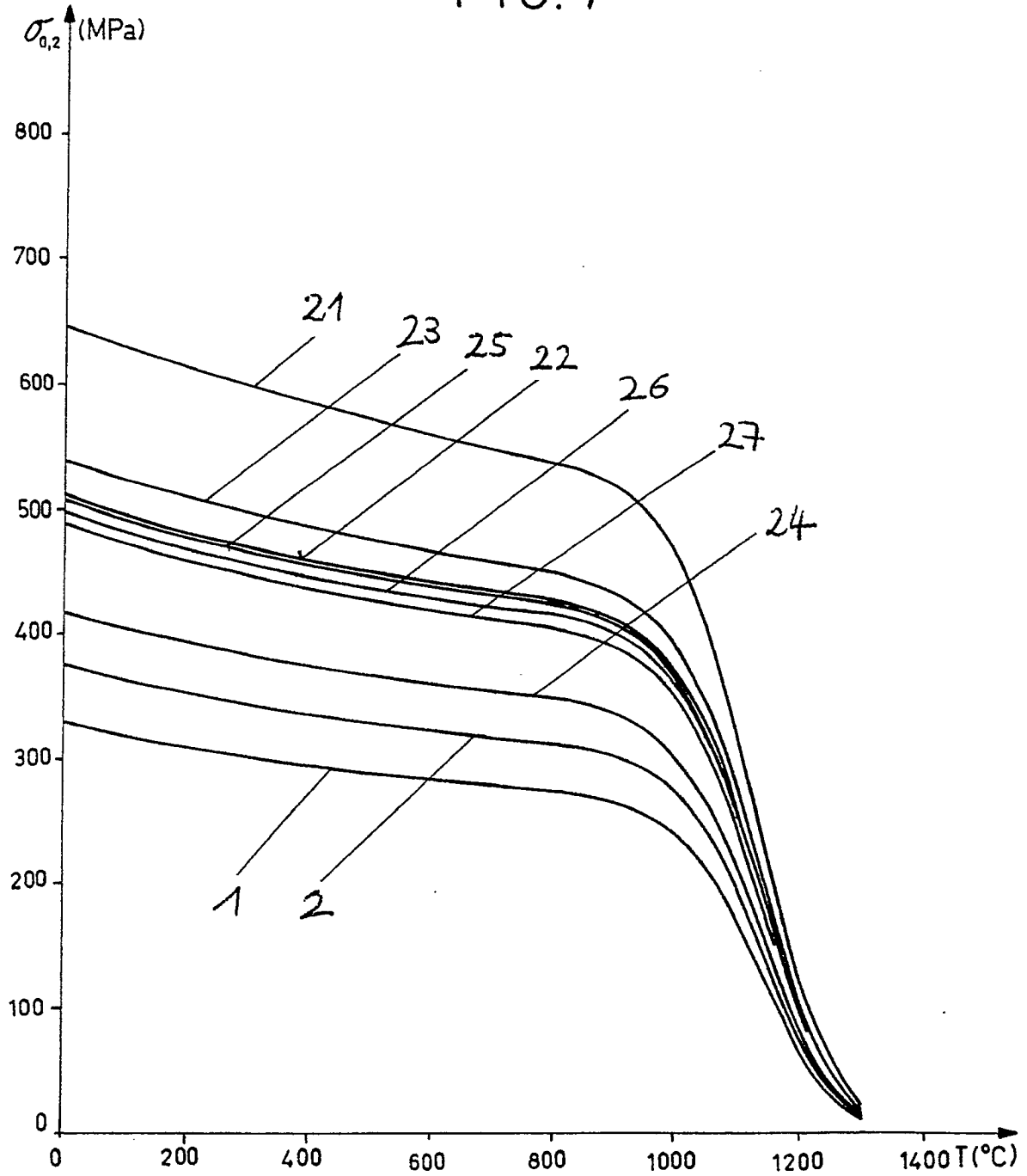


FIG. 8

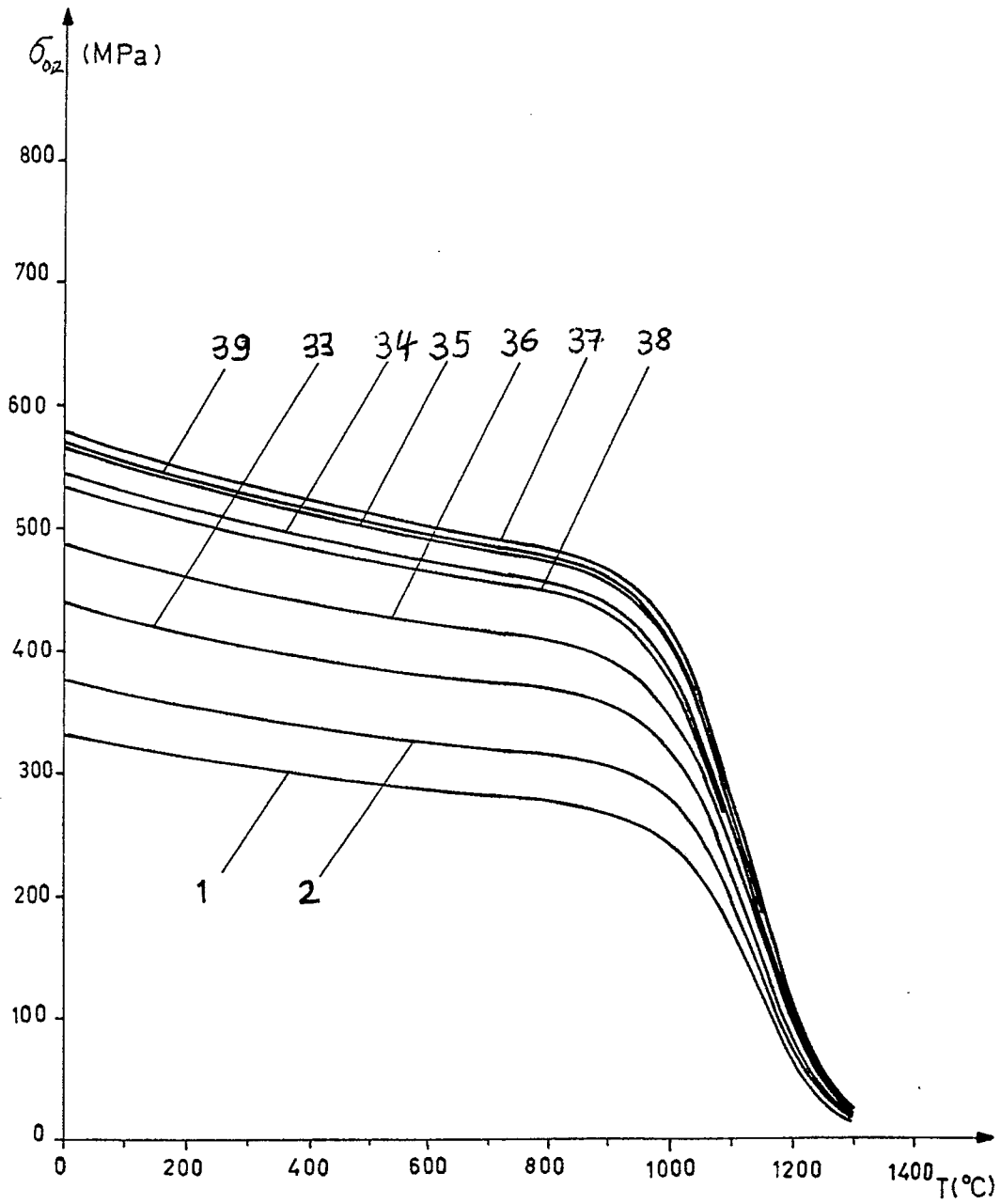


FIG.9

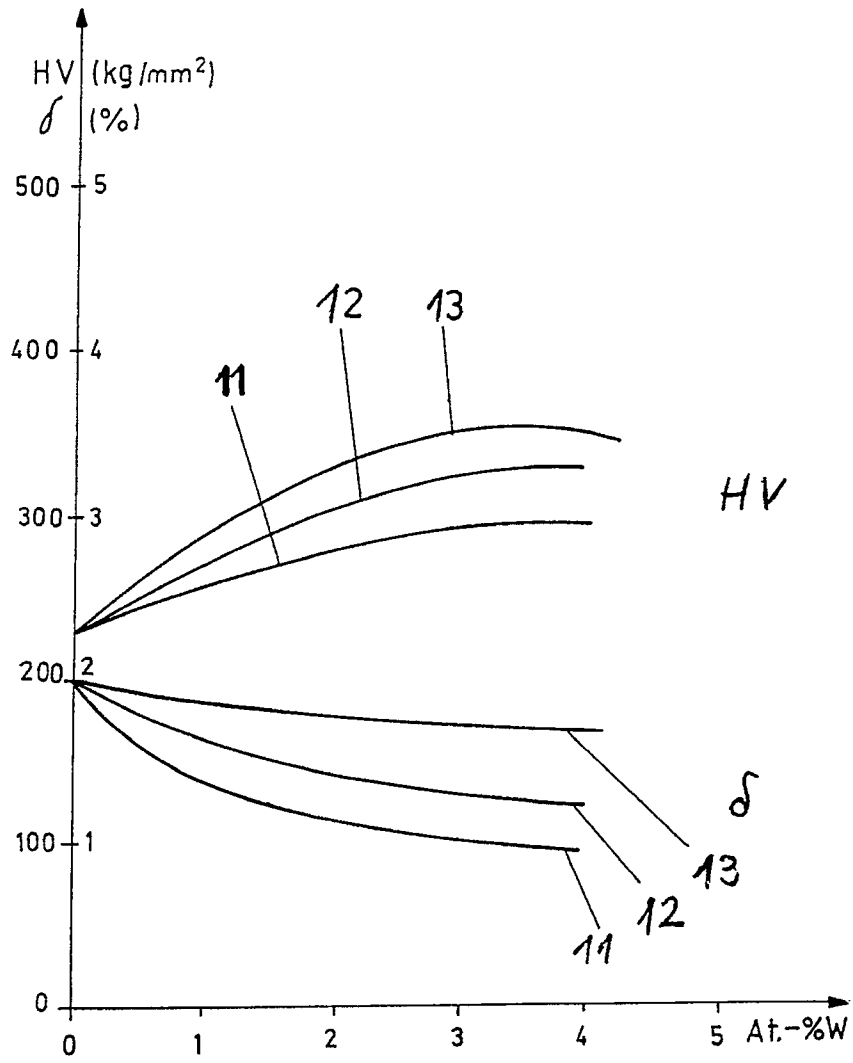


FIG. 10

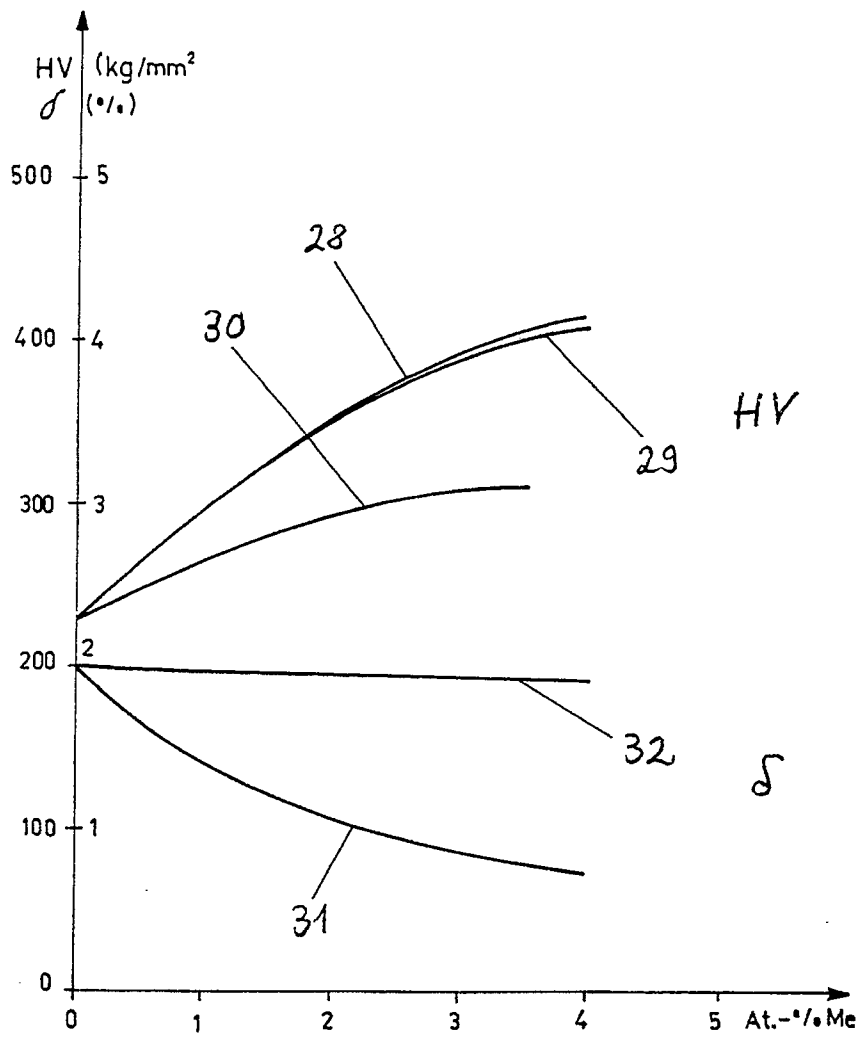
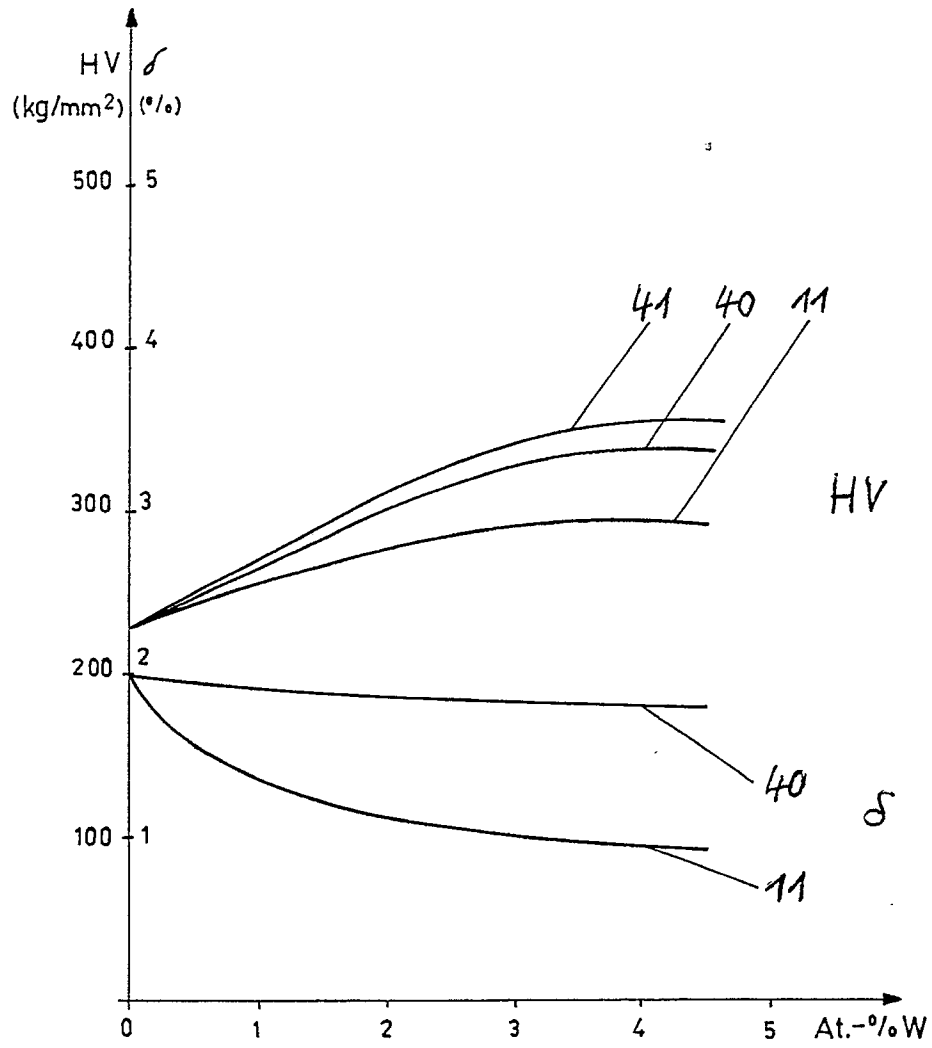


FIG.11





EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int. Cl.5)
D,A	EP-A-0 363 598 (NKK CORP.) * Patentanspruch 1 * -----	1	C 22 C 14/00
D,A	US-A-3 203 794 (JAFFEE et al.) * Das ganze Dokument * -----	1	
P	EP-A-0 405 134 (GENERAL ELECTRIC CO.) * Patentansprüche 1-4,13 * -----	1	
P	EP-A-0 413 524 (NISSAN MOTOR CO., LTD) * Patentansprüche 1-8 * -----	1	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int. Cl.5) C 22 C 14/00
Recherchenort	Abschlussdatum der Recherche	Prüfer	
Den Haag	16 Juli 91	LIPPENS M.H.	
<p>KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE</p> <p>X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze</p> <p>E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument</p>			