



(11) **EP 2 075 349 A2**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:  
**01.07.2009 Patentblatt 2009/27**

(51) Int Cl.:  
**C22C 14/00 (2006.01) C22F 1/18 (2006.01)**

(21) Anmeldenummer: **08020431.6**

(22) Anmeldetag: **25.11.2008**

(84) Benannte Vertragsstaaten:  
**AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR  
HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MT NL NO PL PT  
RO SE SI SK TR**  
Benannte Erstreckungsstaaten:  
**AL BA MK RS**

(30) Priorität: **13.12.2007 DE 102007060587**

(71) Anmelder: **GKSS-Forschungszentrum  
Geesthacht GmbH  
21502 Geesthacht (DE)**

(72) Erfinder:  
• **Oehring, Michael  
21502 Geesthacht (DE)**  
• **Appel, Fritz  
21502 Geesthacht (DE)**  
• **Paul, Jonathan  
21029 Hamburg (DE)**

(74) Vertreter: **Grebner, Christian Georg Rudolf  
Patentanwälte  
Seemann & Partner  
Ballindamm 3  
20095 Hamburg (DE)**

(54) **Titanaluminidlegierungen**

(57) Die Erfindung betrifft Legierungen auf der Basis von, insbesondere unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren hergestellten, Titanaluminiden, vorzugsweise auf Basis von  $\gamma$  (TiAl). Eine erfindungsgemäße Legierung verfügt über die Zusammensetzung Ti - (38 bis 42 Atom %) Al - (5 bis 10 Atom %) Nb, wobei die Zusammensetzung Komposit-Lamellen-Strukturen mit B19-Phase und  $\beta$ -Phase in jeder Lamelle

aufweist, wobei das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.05 und 20, insbesondere zwischen 0.1 und 10, beträgt.

Die Legierungen zeichnen sich durch hohe Festigkeit und Kriechbeständigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität und Bruchzähigkeit aus.

**EP 2 075 349 A2**

## Beschreibung

**[0001]** Die Erfindung betrifft Legierungen auf der Basis von, insbesondere unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren hergestellten, Titanaluminiden, vorzugsweise auf Basis von  $\gamma$  (TiAl).

**[0002]** Titanaluminid-Legierungen zeichnen sich durch eine geringe Dichte, eine hohe Festigkeit und gute Korrosionsbeständigkeit aus. Im festen Zustand weisen sie Domänen mit hexagonaler ( $\alpha$ ), zweiphasige Strukturen ( $\alpha + \beta$ ) sowie kubisch raumzentrierte  $\beta$ -Phase und/oder  $\gamma$ -Phase auf.

**[0003]** Für die industrielle Praxis sind insbesondere Legierungen interessant, die auf einer intermetallischen Phase  $\gamma$  (TiAl) mit tetragonaler Struktur beruhen und neben der Majoritätsphase  $\gamma$  (TiAl) auch Minoritätsanteile der intermetallischen Phase  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) mit hexagonaler Struktur enthalten. Diese  $\gamma$ -Titanaluminid-Legierungen zeichnen sich durch Eigenschaften wie geringe Dichte (3,85 - 4,2 g/cm<sup>3</sup>), hohe elastische Module, hohe Festigkeit und Kriechfestigkeit bis zu 700°C aus, die sie als Leichtbau-Werkstoff für Hochtemperaturanwendungen attraktiv machen. Beispiele hierfür sind Turbinenschaufeln in Flugzeugtriebwerken und in stationären Gasturbinen, Ventile bei Motoren sowie Heißgasventilatoren.

**[0004]** Im technisch wichtigen Bereich von Legierungen mit Aluminium-Gehalten zwischen 45 Atom % und 49 Atom % treten beim Erstarren aus der Schmelze und beim nachfolgenden Abkühlen eine Reihe von Phasenumwandlungen auf. Die Erstarrung kann entweder vollständig über den  $\beta$ -Mischkristall mit kubisch raumzentrierter Struktur (Hochtemperaturphase) oder in zwei peritektischen Reaktionen erfolgen, an denen der  $\alpha$ -Mischkristall mit hexagonaler Struktur und die  $\gamma$ -Phase beteiligt sind.

**[0005]** Ferner ist bekannt, dass Aluminium in  $\gamma$ -Titanaluminid-Legierungen eine Erhöhung der Duktilität und der Oxidationsbeständigkeit bewirkt. Außerdem führt das Element Niob (Nb) zu einer Steigerung der Festigkeit, Kriechfestigkeit, Oxidationsbeständigkeit, aber auch der Duktilität. Mit dem in der  $\gamma$ -Phase praktisch nicht löslichen Element Bor kann eine Kornfeinung sowohl im Gusszustand als auch nach dem Umformen mit anschließender Wärmebehandlung im  $\alpha$ -Gebiet erreicht werden. Ein erhöhter Anteil an  $\beta$ -Phase im Gefüge infolge von niedrigen Aluminium-Gehalten und hohen Konzentrationen von  $\beta$ -stabilisierenden Elementen kann zu grober Dispersion dieser Phase führen und eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften bewirken.

**[0006]** Die mechanischen Eigenschaften von  $\gamma$ -Titanaluminid-Legierungen sind aufgrund ihres Verformungs- und Bruchverhaltens, aber auch wegen der Gefügeanisotropie der bevorzugt eingestellten lamellaren Gefüge bzw. Duplex-Gefüge stark anisotrop. Zu einer gezielten Einstellung von Gefüge und Textur bei der Herstellung von Bauteilen aus Titanaluminiden werden Gießverfahren, unterschiedliche pulvermetallurgische und Umform-Verfahren sowie Kombinationen dieser

Herstellungsverfahren angewandt.

**[0007]** Darüber hinaus ist aus EP 1 015 650 B1 eine Titanaluminid-Legierung bekannt, die ein strukturell und chemisch homogenes Gefüge aufweist. Hierbei sind die Majoritätsphasen  $\gamma$  (TiAl) und  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) fein dispers verteilt. Die offenbarte Titanaluminid-Legierung mit einem Aluminium-Gehalt von 45 Atom % zeichnet sich durch außergewöhnlich gute mechanische Eigenschaften und Hochtemperatureigenschaften aus.

**[0008]** Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$  (TiAl) zeichnen sich im Allgemeinen durch relativ hohe Festigkeiten, hohe elastische Moduln, gute Oxidations- und Kriechbeständigkeit bei gleichzeitig geringer Dichte aus. Aufgrund dieser Eigenschaften sollen TiAl-Legierungen als Hochtemperatur-Werkstoffe eingesetzt werden. Derartige Anwendungen werden durch die sehr geringe plastische Verformbarkeit und die niedrige Bruchzähigkeit stark beeinträchtigt. Hierbei verhalten sich Festigkeit und Verformbarkeit, wie bei vielen anderen Werkstoffen, zueinander invers. Dadurch sind gerade die technisch interessanten hochfesten Legierungen oft besonders spröde. Zur Behebung dieser sehr nachteiligen Eigenschaften wurden umfangreiche Untersuchungen zur Optimierung der Gefüge durchgeführt.

**[0009]** Die bisher entwickelten Gefügetypen können grob in a) gleichachsige Gamma-Gefüge, b) Duplexgefüge und c) lamellare Gefüge eingeteilt werden. Der derzeit erreichte Entwicklungsstand ist beispielsweise ausführlich dargestellt in:

● Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, in: Structural Intermetallics 1997, Eds. M.V. Nathal, R. Darolia, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, R. Wagner, M. Yamaguchi, TMS, Warrendale PA, 1996, S. 531.

● M. Yamaguchi, H. Inui, K. Ito, Acta mater. 48 (2000), S. 307.

**[0010]** Bisher wurden die Gefüge von Titanaluminiden vor allem durch Borzusätze gefeint, die zur Bildung von Titanboriden führen (vgl. T.T. Cheng, in: Gamma Titanium Aluminides 1999, Eds. Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, M.H. Loretto, TMS, Warrendale PA, 1999, S. 389, sowie Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, in: Structural Intermetallics 2001, Eds. K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen, V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger, TMS, Warrendale PA, 2001, S. 625.)

**[0011]** Zur weiteren Feinung und Konsolidierung des Gefüges werden die Legierungen meist mehreren Hochtemperaturumformungen durch Extrudieren bzw. Schmieden unterzogen. Hierzu wird ergänzend auf die folgenden Veröffentlichungen verwiesen:

● Gamma Titanium Aluminides, Eds. Y.-W. Kim, R. Wagner, M. Yamaguchi, TMS, Warrendale PA, 1995.

● Structural Intermetallics 1997, Eds. M.V. Nathal,

R. Darolia, CT. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, R. Wagner, M. Yamaguchi, TMS, Warrendale PA, 1997.

● Gamma Titanium Aluminides 1999, Eds. Y-W. Kim, D.M. Dimiduk, M.H. Loretto, TMS, Warrendale PA, 1999.

● Structural Intermetallics 2001, Eds. K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen, V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger, TMS, Warrendale PA, 2001.

**[0012]** Ausgehend von diesem Stand der Technik liegt der vorliegenden Erfindung die Aufgabe zugrunde, eine Titanaluminid-Legierung mit einer feinen Gefügemorphologie, insbesondere im Nanometerbereich, bereitzustellen. Des Weiteren besteht die Aufgabe darin, ein Bauteil mit einer homogenen Legierung bereitzustellen.

**[0013]** Gelöst wird diese Aufgabe durch eine intermetallische Verbindung bzw. Legierung auf der Basis von, insbesondere unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren hergestellten, Titanaluminiden, vorzugsweise auf Basis von  $\gamma$  (TiAl), in der folgenden Zusammensetzung:

Ti - (38 bis 42 Atom %) Al - (5 bis 10 Atom %) Nb,

wobei die Zusammensetzung Komposit-Lamellen-Strukturen mit B19-Phase und  $\beta$ -Phase in jeder Lamelle aufweist, wobei das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und der  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.05 und 20, insbesondere zwischen 0.1 und 10, beträgt.

**[0014]** Es hat sich gezeigt, dass bei einer derartigen intermetallischen Verbindung Komposit-Lamellen-Strukturen mit Strukturen im Nanometermaßstab erzeugt werden bzw. vorhanden sind, wobei die lamellenartigen Gebilde bzw. modulierte Lamellen aus den kristallographisch unterschiedlichen, alternierend ausgebildeten B19-Phase und  $\beta$ -Phase aufgebaut sind. Hierbei sind die erzeugten Komposit-Lamellen-Strukturen größtenteils von  $\gamma$ -TiAl umgeben.

**[0015]** Derartige Komposit-Lamellen-Strukturen können in Legierungen über bekannte Herstellungstechnologien, d.h. durch Gießen, Umformen und Pulvertechnologien, hergestellt werden. Die Legierungen zeichnen sich durch extrem hohe Festigkeit und Kriechbeständigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität und Bruchzähigkeit aus.

**[0016]** Als weitere (unabhängige) sowie selbstständige Lösungen der Aufgabe werden Legierungen vorgeschlagen, wobei eine Legierung auf der Basis von, insbesondere unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren hergestellten, Titanaluminiden, vorzugsweise auf Basis von  $\gamma$  (TiAl), eine der folgenden Zusammensetzungen aufweist:

Ti - (38.5 bis 42.5 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5 bis 5 At %) Cr.

Ti - (39 bis 43 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5 bis 5 At %) Zr.

Ti - (41 bis 44.5 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5 bis 5 At %) Mo.

Ti - (41 bis 44.5 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5 bis 5 At %) Fe.

Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.1 bis 1 At %) La.

Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.1 bis 1 At %) Sc.

Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.1 bis 1 At %) Y.

Ti - (42 bis 46 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5 bis 5 At %) Mn.

Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5 bis 5 At %) Ta.

Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5 bis 5 At %) V.

Ti - (41 bis 46 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5 bis 5 At %) W.

**[0017]** Jede der genannten Titanaluminid-Legierungen kann optional die Zusätze von Bor und/oder Kohlenstoff aufweisen, wobei in einer Ausgestaltung die Zusammensetzungen der genannten Legierungen bzw. der intermetallischen Verbindungen jeweils wahlweise (0.1 bis 1 At. %) B (Bor) und/oder (0.1 bis 1 At. %) C (Kohlenstoff) aufweisen. Hierdurch wird das ohnehin schon feine Gefüge der Legierung weiter gefeint.

**[0018]** Im Rahmen der Erfindung bestehen bei den angegebenen Legierungszusammensetzungen jeweils die Reste aus Titan und unvermeidbaren Verunreinigungen.

**[0019]** Damit werden gemäß der Erfindung Legierungen bereitgestellt, die als Leichtbau-Werkstoff für Hochtemperaturanwendungen, wie z.B. Turbinenschaufeln oder Motoren- und Turbinenkomponenten, geeignet sind.

**[0020]** Die erfindungsgemäßen Legierungen werden unter Verwendung von gießmetallurgischen, schmelzmetallurgischen oder pulvermetallurgischen Verfahren bzw. Techniken oder unter Verwendung dieser Verfahren in Kombination mit Umformtechniken hergestellt.

**[0021]** Die erfindungsgemäßen Legierungen zeichnen sich dadurch aus, dass sie eine sehr feine Mikrostruktur haben und eine hohe Festigkeit und Kriechbeständigkeit bei gleichzeitig guter Duktilität und Bruchzähigkeit auf-

weisen, insbesondere gegenüber Legierungen ohne die erfindungsgemäßen Komposit-Lamellen-Strukturen.

**[0022]** Es ist bekannt, dass Titanaluminid-Legierungen mit Aluminium-gehalten von 38 - 45 At.% und weiteren Zusätzen beispielsweise von Refraktärelementen relativ große Volumenanteile der  $\beta$ -Phase enthalten, die auch in geordneter Form als B2-Phase vorliegen kann. Die kristallografischen Gitter dieser beiden Phasen sind gegenüber homogenen Scherprozessen mechanisch instabil, was zu Gitterumwandlungen führen kann. Diese Eigenschaft ist im Wesentlichen auf die anisotropen Bindungsverhältnisse und die Symmetrie des kubisch raumzentrierten Gitters zurückzuführen. Die Neigung der  $\beta$ - bzw. B2-Phase zur Gittertransformation ist damit stark ausgeprägt. Durch eine Scherumwandlung des kubisch raumzentrierten Gitters der  $\beta$ - bzw. B2-Phase können verschiedene orthorhombische Phasen gebildet werden, wozu insbesondere die Phasen B19 und B33 gehören.

**[0023]** Die Erfindung beruht auf dem Gedanken, diese Gittertransformationen durch Scherumwandlung für eine zusätzliche Feinung der Mikrostruktur der erfindungsgemäßen Titanaluminid-Legierungen zu nutzen. Ein derartiges Verfahren ist für Titanaluminid-Legierungen auch in der wissenschaftlichen Literatur bisher nicht bekannt. Bei den oben aufgeführten erfindungsgemäßen Legierungen werden durch die Scherumwandlungen zudem spröde Phasen wie  $\omega$ ,  $\omega'$  und  $\omega''$  vermieden, die für die mechanischen Werkstoffeigenschaften äußerst nachteilig sind.

**[0024]** Ein wesentlicher Vorteil der erfindungsgemäßen Legierungen besteht darin, dass die Gefügefeinung der Legierungen ohne den Zusatz von Korn-feinenden bzw. Gefüge-feinenden Elementen oder Zusätzen wie z.B. Bor (B) erreicht wird und die Legierungen demnach keine Boride enthalten. Da die in TiAl-Legierungen auftretenden Boride spröde sind, führen sie ab einem bestimmten Gehalt zur Versprödung von TiAl-Legierungen und stellen generell in Borhaltigen Legierungen potenzielle Risskeime dar.

**[0025]** Die Legierungen zeichnen sich weiter dadurch aus, dass die entsprechende Zusammensetzung Komposit-Lamellen-Strukturen mit der B19-Phase und  $\beta$ -Phase in jeder Lamelle aufweist, wobei die Lamellen von der TiAl- $\gamma$ -Phase umgeben sind.

**[0026]** Insbesondere beträgt das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.05 und 20, insbesondere zwischen 0.1 und 10. Weiterhin beträgt das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.2 und 5, insbesondere zwischen 0.25 und 4. Vorzugsweise beträgt das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen  $(1/3)$  und 3, insbesondere zwischen 0.5 und 2. Außerdem zeichnet sich eine besonders feine Gefügestruktur in der Legierungszusammensetzung dadurch aus, dass das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase je-

weils in einer Lamelle zwischen 0.75 und 1.25, insbesondere zwischen 0.8 und 1.2, vorzugsweise zwischen 0.9 und 1.1, beträgt.

**[0027]** Überdies ist es in einer Weiterbildung der erfindungsgemäßen Legierungen möglich, dass Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen von Lamellen des  $\gamma$  (TiAl)-Typs, vorzugsweise beidseits der Lamelle, umgeben sind.

**[0028]** Die Legierungen zeichnen sich ferner dadurch aus, dass die Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen ein Volumenanteil von mehr als 10%, vorzugsweise mehr als 20%, der gesamten Legierung haben.

**[0029]** Zudem bleibt die feine lamellenartige Struktur in den Komposit-Strukturen erhalten, wenn die Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen TiAl die Phase  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al mit einem Anteil von bis zu 20% aufweisen, wobei insbesondere das (Volumen-)Verhältnis von der B19-Phase und  $\beta$ -Phase in den Lamellen unverändert und konstant bleibt.

**[0030]** Die erfindungsgemäßen Legierungen eignen sich als Hochtemperatur-Leichtbauwerkstoffe für Bauteile, die Temperaturen von bis zu 800 °C ausgesetzt sind.

**[0031]** Darüber hinaus wird die Aufgabe gelöst durch ein Verfahren zum Herstellen einer voranstehend beschriebenen Legierung unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Techniken, wobei nach der Herstellung der Legierung zu einem Zwischenprodukt eine weitere Wärmebehandlung des Zwischenprodukts bei Temperaturen oberhalb von 900°C, vorzugsweise über 1000°C, insbesondere bei Temperaturen zwischen 1000°C und 1200°C, für eine vorbestimmte Zeitdauer von mehr als 60 Minuten, vorzugsweise mehr als 90 Minuten, durchgeführt wird, und nachfolgend die wärmebehandelte Legierung mit einer vorbestimmten Kühlrate von mehr als 0.5°C pro Minute abgekühlt wird.

**[0032]** Insbesondere wird die wärmebehandelte Legierung mit einer vorbestimmten Kühlrate zwischen 1°C pro Minute bis 20°C pro Minute, vorzugsweise bis 10°C pro Minute, abgekühlt.

**[0033]** Weiterhin wird die Aufgabe der Erfindung durch ein Bauteil gelöst, das aus einer erfindungsgemäßen Legierung hergestellt ist, wobei insbesondere die Legierung durch schmelz- oder pulvermetallurgische Verfahren oder Techniken hergestellt ist. Durch die Legierungen auf der Basis einer intermetallischen Verbindung vom Typ  $\gamma$ -TiAl werden leichte (Hochtemperatur-)Werkstoffe oder Bauteile für den Einsatz oder zur Verwendung in Wärmekraftmaschinen, wie Verbrennungsmotoren, Gasturbinen, Flugtriebwerken bereitgestellt.

**[0034]** Überdies besteht eine weitere Lösung der Aufgabe in einer Verwendung einer erfindungsgemäßen, voranstehend beschriebenen Legierung zur Herstellung eines Bauteils. Zur Vermeidung von Wiederholungen wird auf die obigen Ausführungen ausdrücklich verwiesen.

**[0035]** Die erfindungsgemäßen Legierungen mit den oben aufgeführten Zusammensetzungen werden vorzugsweise durch Verwendung herkömmlicher metallur-

gischer Gießmethoden oder durch an sich bekannte pulvermetallurgische Techniken erzeugt und können beispielsweise durch Warm Schmieden, Warmpressen bzw. Warmstrangpressen und Warmwalzen bearbeitet werden.

**[0036]** Nachfolgend werden anhand einer erfindungsgemäßen Legierung mit einer Zusammensetzung Ti - 42 Atom % Al - 8.5 Atom % Nb die Komposit-Lamellen-Strukturen gezeigt.

**[0037]** Fig. 1a zeigt eine Aufnahme der Gefügelegierung, die mit Hilfe eines Transmissions-Elektronenmikroskops aufgenommen worden ist. Die Übersichtsaufnahme in Fig. 1 zeigt, dass die Komposit-Lamellen-Strukturen, die in Fig. 1 mit T bezeichnet sind, einen streifigen Kontrast zu den die Strukturen umgebenden Gefüge der  $\gamma$ -Phase haben.

**[0038]** Fig. 1b zeigt eine Aufnahme des Legierungsgefüges mit einer höheren Vergrößerung, wobei ersichtlich ist, dass die modulierten Komposit-Lamellen-Strukturen (Bezugszeichen T) von der  $\gamma$ -Phase umgeben sind bzw. in die  $\gamma$ -Phase eingebettet sind.

**[0039]** Die in Fig. 1a und 1b gezeigten Gefüge wurden durch Extrudieren erhalten bzw. eingestellt.

**[0040]** In Fig. 1c ist ein Gussgefüge der gleichen Legierung Ti-42 Atom % Al-8,5 Atom % Nb gezeigt, in der ebenfalls eine Komposit-Lamellen-Struktur (Bezugszeichen T) ausgebildet ist, die von der  $\gamma$ -Phase umgeben ist.

**[0041]** Fig. 2a zeigt in einer hochauflösenden Darstellung die atomare Struktur der Komposit-Lamellen-Strukturen oberhalb der  $\gamma$ -Phase. Die Komposit-Lamellen-Strukturen bestehen aus der geordneten B19-Phase und der ungeordneten  $\beta$ -Phase, die an die  $\gamma$ -Phase angrenzen (im unteren Bereich). Aus der Aufnahme in Fig. 2a ist ersichtlich, dass die Komposit-Lamellen-Strukturen die beiden kristallographisch unterschiedlichen Phasen B19 und  $\beta$ /B2 enthalten, die in Abständen von wenigen Nanometern angeordnet sind. Die Komposit-Lamellen-Strukturen enthalten die Phasen B19 und  $\beta$ , die beide als duktil gelten. Das Volumenverhältnis der B19-Phasen und der  $\beta$ -Phasen in einer Komposit-Lamellen-Struktur beträgt 0,8 bis 1,2. Aufgrund der duktilen Phasen B19 und  $\beta$  besteht das Gefüge im Wesentlichen aus gut verformbaren Lamellen, die in die hierzu relativ spröden  $\gamma$ -Phase eingebettet sind.

**[0042]** In Fig. 2b ist die Abbildung einer B19 Struktur mit vergrößerter Darstellung gezeigt. Das entsprechende Diffraktogramm, das aus dem in Fig. 2b gezeigten Ausschnitt berechnet wurde und für die B19 Struktur charakteristisch ist, ist in Fig. 2c dargestellt.

**[0043]** In Fig. 3 ist eine elektronenmikroskopische Aufnahme eines Risses C der oben genannten Legierung dargestellt. Hierbei geht aus der Aufnahme hervor, dass der Riss C an den modulierten Komposit-Lamellen-Strukturen (T) abgelenkt wird, und dass die Komposit-Lamellen-Strukturen Ligamente ausbilden, die die Rissufer überbrücken können. Ein derartiges Verhalten unterscheidet sich deutlich von der Rissausbreitung in den bisher bekannten Ti-Al-Legierungen, bei denen in dem

hier betrachteten mikroskopischen Maßstab ein Spaltbruch auftritt. Bei der erfindungsgemäßen Legierung wird aufgrund der ausgebildeten Komposit-Lamellen-Strukturen eine Rissausbreitung behindert.

**[0044]** Die für technische Anwendungen wichtige Bruchzähigkeit von Gefügen wurde mit Hilfe von gekerbten Chevron-Proben im Biegetest bei unterschiedlichen Temperaturen bestimmt. Die aufgenommene Registerkurve eines solchen Tests ist in Fig. 4 dargestellt. In der Kurve sind die durch die Pfeile markierten Zacken ersichtlich, die darauf hinweisen, dass während der Belastung der Probe zeitweise Rissausbreitung auftritt, die jedoch immer wieder gestoppt wird. Ein solches Verhalten ist typisch für Legierungen, die aus einer spröden Phase ( $\gamma$ -Phase) bestehen, in die die relativ duktilen Phasen B19 und  $\beta$  eingebettet sind.

**[0045]** Die erfindungsgemäßen Legierungen können durch die für TiAl-Legierungen bekannten Technologien, d.h. über Schmelzmetallurgie, Umformtechnologien und Pulvermetallurgie hergestellt werden. Beispielsweise werden Legierungen in einem Lichtbogenofen geschmolzen und mehrfach umgeschmolzen und anschließend einer Wärmebehandlung unterzogen. Darüber hinaus können zur Herstellung auch die für Primärgussblöcke aus TiAl-Legierungen bekannten Herstellverfahren Vakuum-Lichtbogen-Schmelzen, Induktionsschmelzen oder Plasma-Schmelzen verwendet werden. Gegebenenfalls können nach dem Erstarren von Guss-Primärgussmaterial heiß-istostatisches Pressen als Verdichtungsverfahren bei Temperaturen von 900°C bis 1.300°C oder Wärmebehandlungen im Temperaturbereich von 700°C bis 1.400°C oder eine Kombination dieser Behandlungen angewendet werden, um Poren zu schließen und eine Mikrostruktur im Material einzustellen.

## Patentansprüche

1. Legierung auf der Basis von, insbesondere unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren hergestellten, Titanaluminiden, vorzugsweise auf Basis von  $\gamma$  (TiAl), in der folgenden Zusammensetzung:

Ti - (38 bis 42 Atom %) Al - (5 bis 10 Atom %) Nb,

wobei die Zusammensetzung Komposit-Lamellen-Strukturen mit B19-Phase und  $\beta$ -Phase in jeder Lamelle aufweist, wobei das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.05 und 20, insbesondere zwischen 0.1 und 10, beträgt.

2. Legierung auf der Basis von, insbesondere unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren hergestellten, Titanaluminiden, vorzugsweise auf Basis von  $\gamma$  (TiAl), in der folgenden

## Zusammensetzung:

- Ti - (38.5 bis 42.5 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb  
- (0.5 bis 5 At %) Cr  
oder  
Ti - (39 bis 43 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5  
bis 5 At %) Zr  
oder  
Ti - (41 bis 44.5 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb -  
(0.5 bis 5 At %) Mo  
oder  
Ti - (41 bis 44.5 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb -  
(0.5 bis 5 At %) Fe  
oder  
Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.1  
bis 1 At %) La  
oder  
Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.1  
bis 1 At %) Sc  
oder  
Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.1  
bis 1 At %) Y  
oder  
Ti - (42 bis 46 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5  
bis 5 At %) Mn  
oder  
Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5  
bis 5 At %) Ta  
oder  
Ti - (41 bis 45 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5  
bis 5 At %) V  
oder  
Ti - (41 bis 46 At %) Al - (5 bis 10 At %) Nb - (0.5  
bis 5 At %) W.
3. Legierung nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung wahlweise (0.1 bis 1 At. %) B (Bor) und/oder (0.1 bis 1 At. %) C (Kohlenstoff) aufweist.
4. Legierung nach Anspruch 2 oder 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung Komposit-Lamellen-Strukturen mit B19-Phase und  $\beta$ -Phase in jeder Lamelle aufweist.
5. Legierung nach Anspruch 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.05 und 20, insbesondere zwischen 0.1 und 10, beträgt.
6. Legierung nach Anspruch 1 oder 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.2 und 5, insbesondere zwischen 0.25 und 4, beträgt.
7. Legierung nach Anspruch 1 oder 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen (1/3) und 3, insbesondere zwischen 0.5 und 2, beträgt.
8. Legierung nach Anspruch 1 oder 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und  $\beta$ -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.75 und 1.25, insbesondere zwischen 0.8 und 1.2, vorzugsweise zwischen 0.9 und 1.1, beträgt.
9. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen von Lamellen des  $\gamma$  (TiAl)-Typs, vorzugsweise beidseits der Lamelle, umgeben sind.
10. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen ein Volumenanteil von mehr als 10%, vorzugsweise mehr als 20%, der Legierung haben.
11. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen die Phase  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al mit einem Anteil von bis zu 20% aufweisen.
12. Verfahren zum Herstellen einer Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 11 unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Techniken, wobei nach der Herstellung der Legierung zu einem Zwischenprodukt eine weitere Wärmebehandlung des Zwischenprodukts bei Temperaturen oberhalb von 900°C, vorzugsweise über 1000°C, insbesondere bei Temperaturen zwischen 1000°C und 1200°C, für eine vorbestimmte Zeitdauer von mehr als 60 Minuten, vorzugsweise mehr als 90 Minuten, durchgeführt wird, und nachfolgend die wärmebehandelte Legierung mit einer vorbestimmten Kühlrate von mehr als 0.5°C pro Minute abgekühlt wird.
13. Verfahren nach Anspruch 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die wärmebehandelte Legierung mit einer vorbestimmten Kühlrate zwischen 1°C pro Minute bis 20°C pro Minute, vorzugsweise bis 10°C pro Minute, abgekühlt wird.
14. Bauteil, das aus einer Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 11 hergestellt ist, wobei insbesondere die Legierung durch schmelz- oder pulvermetallurgische Verfahren oder Techniken hergestellt ist.
15. Verwendung einer Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 11 zur Herstellung eines Bauteils.



Fig. 1a

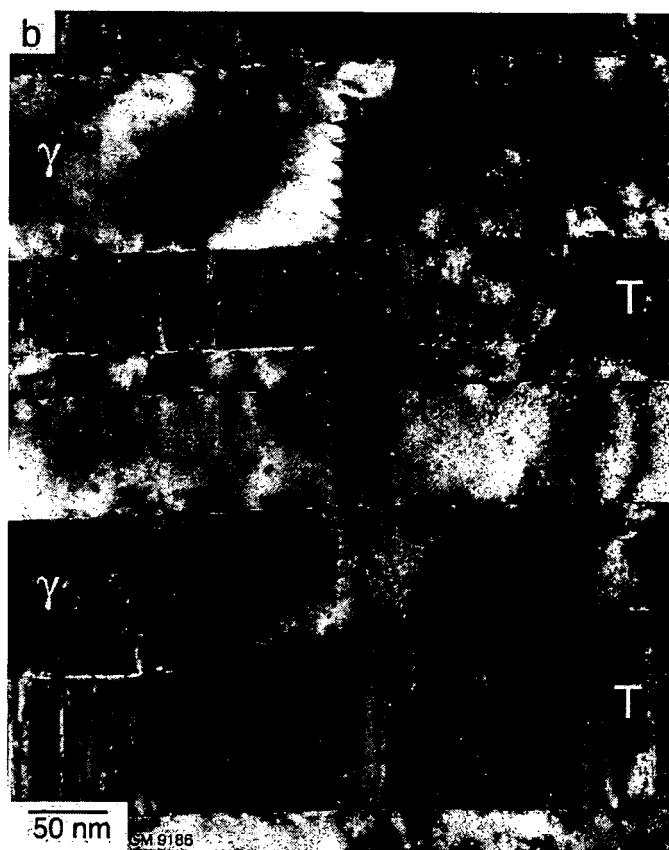


Fig. 1b

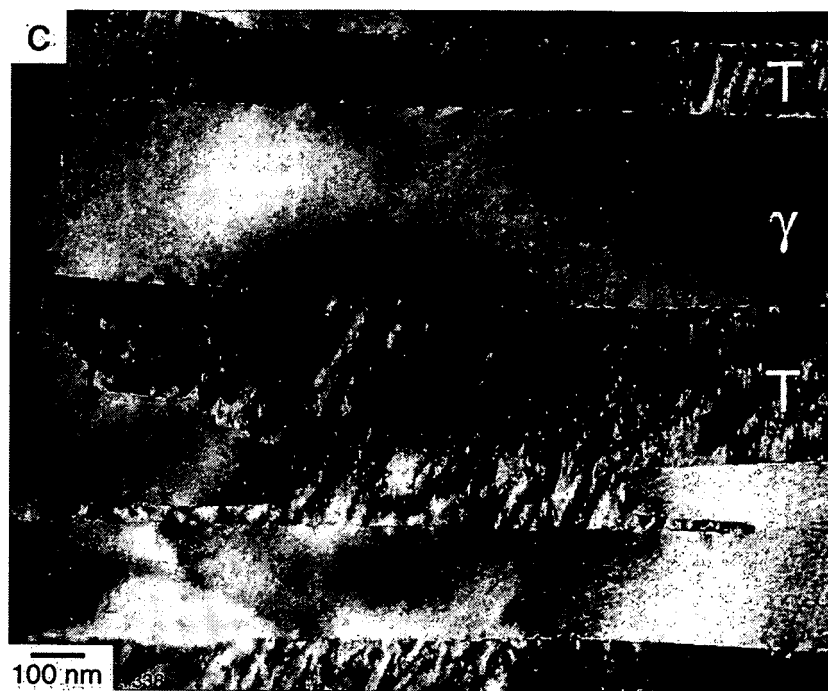


Fig. 1c

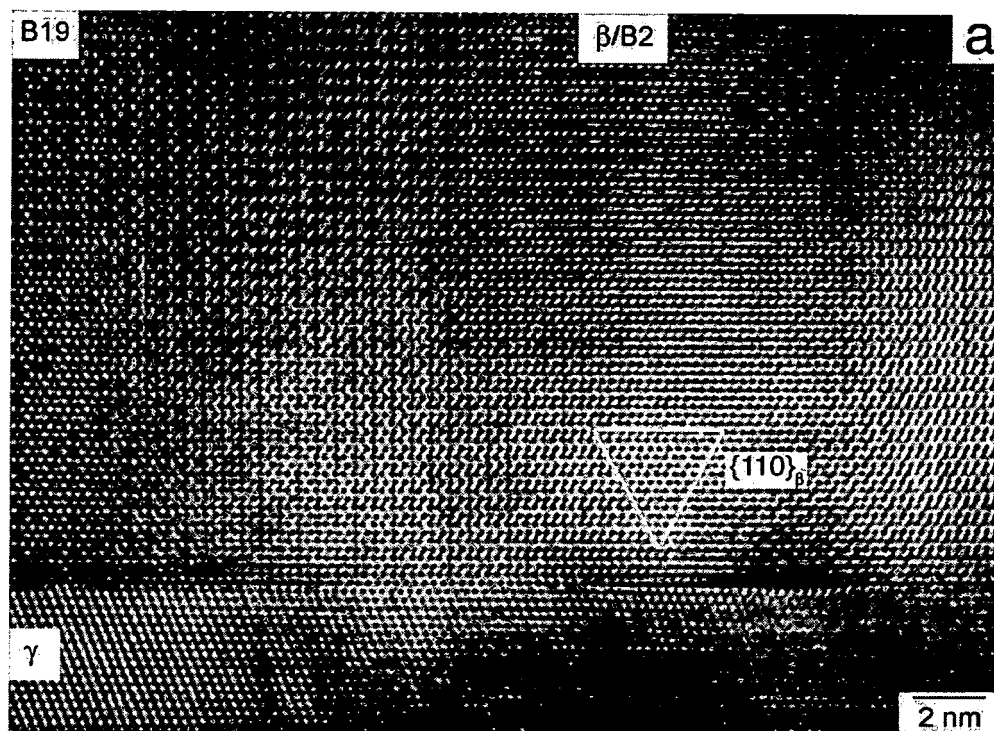


Fig. 2a



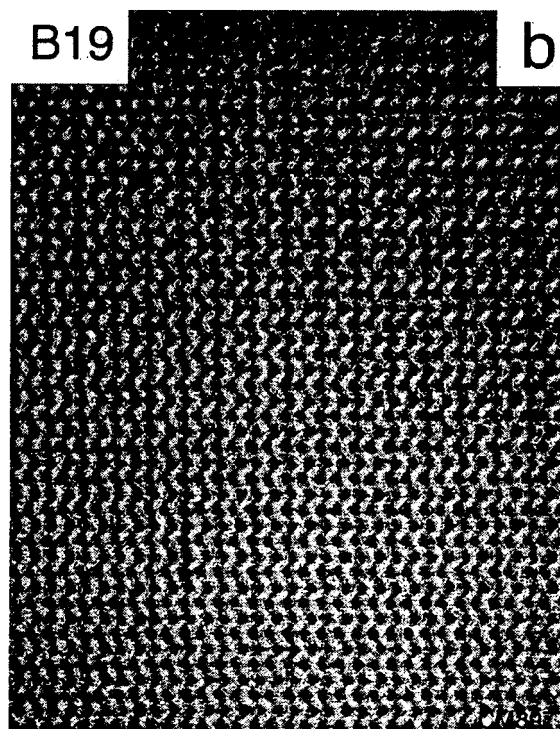


Fig. 2b

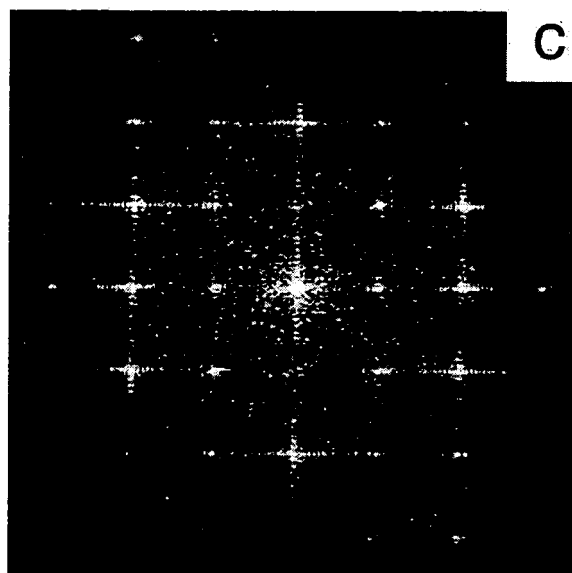


Fig. 2c

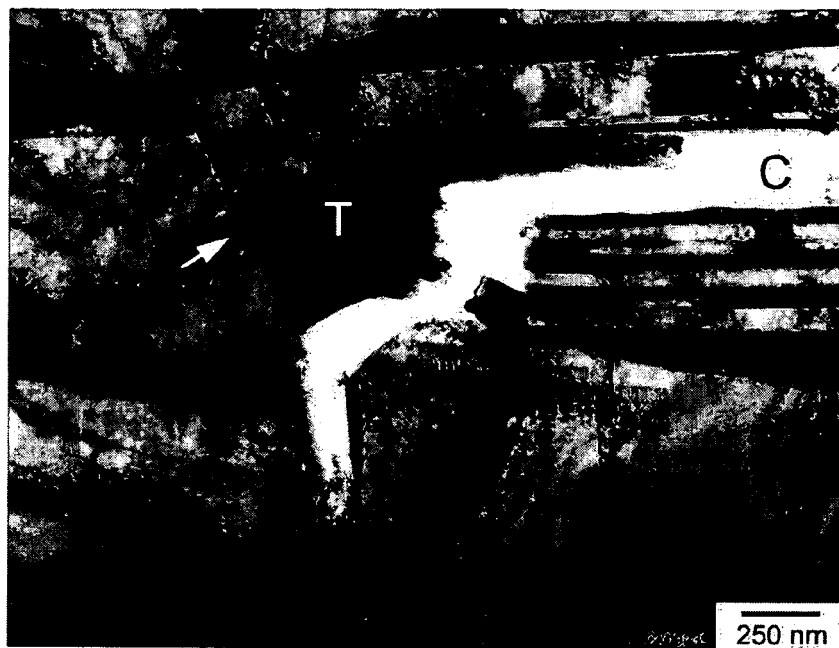


Fig. 3

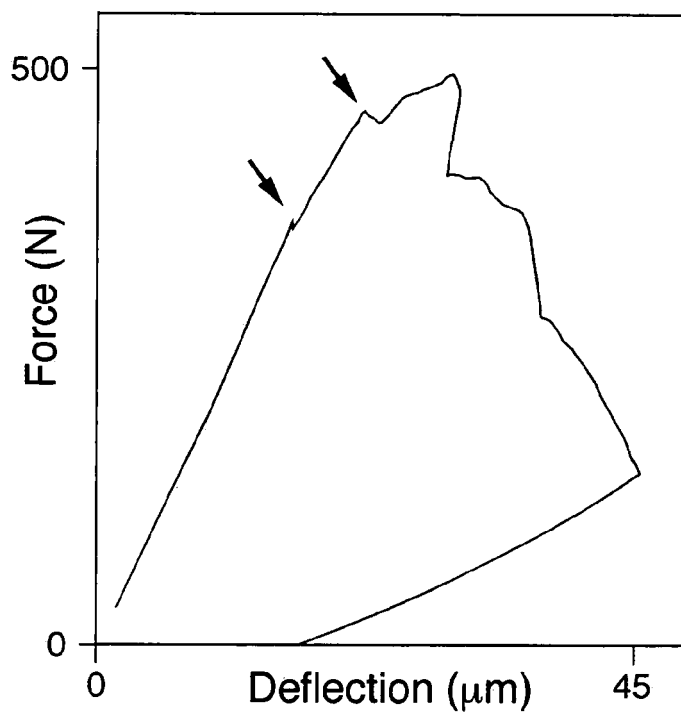


Fig. 4

## IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

*Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.*

### In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- EP 1015650 B1 [0007]

### In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **Y.-W. KIM ; D.M. DIMIDUK.** Structural Intermetallics. 1996, 531 [0009]
- **M. YAMAGUCHI ; H. INUI ; K. ITO.** *Acta mater.*, 2000, vol. 48, 307 [0009]
- **T.T. CHENG.** Gamma Titanium Aluminides. 1999, 389 [0010]
- **Y.-W. KIM ; D.M. DIMIDUK.** Structural Intermetallics. 2001, 625 [0010]
- Gamma Titanium Aluminides. 1995 [0011]
- Structural Intermetallics. 1997 [0011]
- Gamma Titanium Aluminides. 1999 [0011]
- Structural Intermetallics. 2001 [0011]