



EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
10.07.2013 Patentblatt 2013/28

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

(21) Anmeldenummer: **11187502.7**

(22) Anmeldetag: **25.11.2008**

(54) **Titanaluminidlegierungen**

Titanium aluminide alloys

Alliages d'aluminure de titane

(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

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

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
29.02.2012 Patentblatt 2012/09

(62) Dokumentnummer(n) der früheren Anmeldung(en) nach Art. 76 EPÜ:
09010152.8 / 2 145 967
08020431.6 / 2 075 349

(73) Patentinhaber: **Helmholtz-Zentrum Geesthacht Zentrum für Material- und Küstenforschung GmbH**
21502 Geesthacht (DE)

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

(74) Vertreter: **Seemann, Ralph**
Patentanwälte Seemann & Partner
Ballindamm 3
20095 Hamburg (DE)

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A2- 1 889 939 CN-A- 1 069 775
CN-A- 101 011 705 DE-A1-102004 056 582
JP-A- 5 078 769 JP-A- 5 320 791
JP-A- 6 116 691 JP-A- 6 346 173

JP-A- 8 120 372 JP-A- 8 199 264
JP-A- 11 061 298 JP-A- 2000 199 025
US-A- 5 296 056 US-A- 5 746 846

- **APPEL, FRITZ ET AL: "Nano-scale design of TiAl alloys based on beta-phase decomposition", MATERIALS RESEARCH SOCIETY SYMPOSIUM PROCEEDINGS , 980, 383-388 CODEN: MRSPDH; ISSN: 0272-9172, 2007, XP009115409,**
- **APPEL, FRITZ ET AL: "Nano-scale design of TiAl alloys based on .beta.-phase decomposition", ADVANCED ENGINEERING MATERIALS , 8(5), 371-376 CODEN: AENMFY; ISSN: 1438-1656, 2006, XP002523822,**
- **APPEL, FRITZ ET AL: "Atomistic processes of phase transformation and dynamic recrystallization during hot-working of intermetallic titanium aluminides", MATERIALS SCIENCE FORUM , 558-559(PT. 1, RECRYSTALLIZATION AND GRAIN GROWTH III), 465-470 CODEN: MSFOEP; ISSN: 0255-5476, 2007, Seiten 465-470, XP009115410,**
- **APPEL F ET AL: "A novel in situ composite structure in TiAl alloys", MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A: STRUCTURAL MATERIALS:PROPERTIES, MICROSTRUCTURE & PROCESSING, LAUSANNE, CH, Bd. 493, Nr. 1-2, 15. Oktober 2008 (2008-10-15), Seiten 232-236, XP024100346, ISSN: 0921-5093 [gefunden am 2007-12-14]**
- **APPEL F. ET AL.: "Recent Progress in the Development of Gamma Titanium Aluminide Alloys", ADVANCED ENGINEERING MATERIALS, Bd. 2, Nr. 11, 2000, Seiten 699-720, XP002523946,**

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

- FIGGE U ET AL: "The effect of chromium, niobium and yttrium additions on the growth phenomena of oxide scales on titanium aluminide (TiAl)-based intermetallic compounds", EUROCORR. EUROPEAN CORROSION MEETING,, Bd. 1/12th Meeting, 31. Mai 1992 (1992-05-31), Seiten 591-599, XP009129912,
- ZHANG NING ET AL: "Influence of W, B and Y elements on antioxidation of high temperature and long term for TiAl based alloys with high Nb content", XIYOU JINSHU CAILIAO YU GONGCHENG - RARE METAL MATERIALS ANDENGINEERING, XIBEI YOUSE JINSHU YANJIUYUAN, BAOJI, CN, Bd. 36, Nr. 5, 1. Januar 2007 (2007-01-01) , Seiten 884-887, XP009129913, ISSN: 1002-185X
- CHEN YU-YONG ET AL: "Microstructure and interface reaction of investment casting TiAl alloys", TRANSACTIONS OF NONFERROUS METALS SOCIETY OF CHINA, CENTRAL SOUTH UNIVERSITY OF TECHNOLOGY, CHANGSHA, CN, Bd. 16, Nr. 3, 1. Januar 2006 (2006-01-01) , Seiten 1910-1914, XP009129914, ISSN: 1003-6326
- APPEL F ET AL: "Creep behavior of TiAl alloys with enhanced high-temperature capability", METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, SPRINGER-VERLAG, NEW YORK, Bd. 34, Nr. 10, 1. Oktober 2003 (2003-10-01), Seiten 2149-2164, XP019694532, ISSN: 1543-1940
- ZHANG L C ET AL: "Twin thickness dependence of type-I twin intersections in a .gamma.-TiAl-based Ti-45Al-8Nb-2.5Mn alloy deformed at room temperature", JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE LETTERS, CHAPMAN AND HALL LTD. LONDON, GB, Bd. 19, Nr. 19, 1. Oktober 2000 (2000-10-01), Seiten 1727-1730, XP009129920, ISSN: 0261-8028
- CHEN G L ET AL: "Deformation mechanism at large strains in a high-Nb-containing TiAl at room temperature", MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A: STRUCTURAL MATERIALS: PROPERTIES, MICROSTRUCTURE & PROCESSING, LAUSANNE, CH, 1. Juni 2002 (2002-06-01), Seiten A329-A331, XP009129927, ISSN: 0921-5093
- ZHANG L C ET AL: "Twin-intersection-related nanotwinning in a heavily deformed .gamma.-TiAl-based alloy", PHILOSOPHICAL MAGAZINE LETTERS, HAMPSHIRE, GB, Bd. 79, Nr. 2, 1. Januar 1999 (1999-01-01) , Seiten 49-54, XP009129928, ISSN: 0950-0839
- ZHANG L C ET AL: "Structural change of deformation twin boundaries in a heavily deformed gamma-TiAl-based alloy", MATERIALS LETTERS, NORTH HOLLAND PUBLISHING COMPANY. AMSTERDAM, NL, Bd. 45, Nr. 6, 1. Oktober 2000 (2000-10-01), Seiten 320-325, XP004256576, ISSN: 0167-577X
- TETSUI TOSHIMITSU: "Heat-resistant cast gamma-TiAl alloy with high niobium addition for passenger vehicle turbochargers", NIOBIUM : HIGH TEMPERATURE APPLICATIONS ; PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON NIOBIUM FOR HIGH TEMPERATURE APPLICATIONS, ARAXA, MG, BRASIL, DECEMBER 1 - 3, 2003, TMS, US, 1. Januar 2004 (2004-01-01), Seiten 205-213, XP009129923, ISBN: 978-0-87339-575-5
- TETSUI TOSHIMITSU ET AL: "Heat-resistant cast TiAl alloy for passenger vehicle turbochargers", MITSUBISHI JUKO GIHO,, Bd. 38, Nr. 5, 1. Januar 2001 (2001-01-01) , Seiten 238-241, XP009129932,
- CHENG T T ET AL: "Effects of major alloying additions on the microstructure and mechanical properties of gamma-TiAl", INTERMETALLICS, ELSEVIER SCIENCE PUBLISHERS B.V, GB, Bd. 7, Nr. 1, 1. Januar 1999 (1999-01-01), Seiten 89-99, XP004143846, ISSN: 0966-9795
- PENG JI-HUA ET AL: "Tensile properties and fracture behavior of Ti2AlNb based alloys at room temperature", TRANSACTIONS OF NONFERROUS METALS SOCIETY OF CHINA, CENTRAL SOUTH UNIVERSITY OF TECHNOLOGY, CHANGSHA, CN, Bd. 10, Nr. 3, 1. Januar 2000 (2000-01-01) , Seiten 378-381, XP009129925, ISSN: 1003-6326
- JOHN C WOO ET AL: "Oxidation behavior and transmission electron microscope characterization of Ti-44Al-x Nb-2(Ta,Zr) alloys", METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, SPRINGER-VERLAG, NEW YORK, Bd. 34, Nr. 10, 1. Oktober 2003 (2003-10-01), Seiten 2263-2271, XP019694545, ISSN: 1543-1940
- WOO J C ET AL: "Effect of Ta and Zr additions on the oxidation characteristics of Ti-44Al-xNb alloys", GAMMA TITANIUM ALUMINIDES 2003,, 1. Januar 2003 (2003-01-01), Seiten 585-589, XP009129918,
- KOBAYASHI SATORU ET AL: "Formation of .beta.-Ti phase in multi-component gamma alloys", MATERIALS RESEARCH SOCIETY SYMPOSIUM PROCEEDINGS, MATERIALS RESEARCH SOCIETY, US, Bd. 753, 1. Januar 2003 (2003-01-01), Seiten 123-128, XP009129929, ISSN: 0272-9172
- HU ET AL: "On the massive phase transformation regime in TiAl alloys: The alloying effect on massive/lamellar competition", INTERMETALLICS, ELSEVIER SCIENCE PUBLISHERS B.V, GB, Bd. 15, Nr. 3, 9. Dezember 2006 (2006-12-09), Seiten 327-332, XP005882072, ISSN: 0966-9795

- MARTIN P L ET AL: "Thermomechanical processing effects on microstructure in alloys based on γ -TiAl", STRUCTURAL INTERMETALLICS : ISSI ; PROCEEDINGS OF THE FIRST INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON STRUCTURAL INTERMETALLICS ; HELD SEPTEMBER 26 - 30, 1993 AT SEVEN SPRINGS MOUNTAIN RESORT, CHAMPION, PENNSYLVANIA, MINERAL, METALS & MATERIALS SOCIETY, US, 1. Januar 1993 (1993-01-01), Seiten 177-186, XP009129933, ISBN: 978-0-87339-253-2
- PATHER R ET AL: "Thermo-mechanical processing of high niobium γ -TiAl alloys: Microstructure and mechanical properties", STRUCTURAL INTERMETALLICS 2001, PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON STRUCTURAL INTERMETALLICS, 3RD, JACKSON HOLE, WY, UNITED STATES,, 23. September 2001 (2001-09-23), Seiten 207-215, XP009129934,
- HUANG Z W ET AL: "The effects of long-term air exposure on the stability of lamellar TiAl alloys", INTERMETALLICS, ELSEVIER SCIENCE PUBLISHERS B.V, GB, Bd. 8, Nr. 4, 1. April 2000 (2000-04-01), Seiten 417-426, XP004191091, ISSN: 0966-9795

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft Legierungen auf der Basis von, insbesondere unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren hergestellten, Titanaluminiden, vorzugsweise auf Basis von γ (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 (α), zweiphasige Strukturen ($\alpha + \beta$) sowie kubisch raumzentrierte β -Phase und/oder γ -Phase auf.

[0003] Für die industrielle Praxis sind insbesondere Legierungen interessant, die auf einer intermetallischen Phase γ (TiAl) mit tetragonaler Struktur beruhen und neben der Majoritätsphase γ (TiAl) auch Minoritätsanteile der intermetallischen Phase α_2 (Ti₃Al) mit hexagonaler Struktur enthalten. Diese γ -Titanaluminid-Legierungen zeichnen sich durch Eigenschaften wie geringe Dichte (3,85 - 4,2 g/cm³), 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 β -Mischkristall mit kubisch raumzentrierter Struktur (Hochtemperaturphase) oder in zwei peritektischen Reaktionen erfolgen, an denen der α -Mischkristall mit hexagonaler Struktur und die γ -Phase beteiligt sind.

[0005] Ferner ist bekannt, dass Aluminium in γ -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 γ -Phase praktisch nicht löslichen Element Bor kann eine Kornfeinung sowohl im Gusszustand als auch nach dem Umformen mit anschließender Wärmebehandlung im α -Gebiet erreicht werden. Ein erhöhter Anteil an β -Phase im Gefüge infolge von niedrigen Aluminium-Gehalten und hohen Konzentrationen von β -stabilisierenden Elementen kann zu grober Dispersion dieser Phase führen und eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften bewirken.

[0006] Die mechanischen Eigenschaften von γ -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 γ (TiAl) und α_2 (Ti₃Al) 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 γ (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. 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.

[0009] 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.)

[0010] 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, C.T. 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.

[0011] Eine Arbeitsgruppe um Fritz Appel hat in mehreren Veröffentlichungen Phasenzusammensetzungen in β /B2-Phasen von Titanaluminiden beschrieben, wobei insbesondere die Untersuchungen an der Grundzusammensetzung Ti-(40-44)Al-8,5 Nb (at.%) vorgestellt werden. Hierin ist beschrieben, dass die Legierungen eine neuartige Lamellenstruktur mit den Phasen γ , β /B2 und α_2 aufweisen, so unter anderem

● Fritz Appel et al., "Nano-Scale Design of TiAl Alloys Based on Beta-Phase Decomposition", Materials Research Society Symposium Proceedings 980, Seiten 383 bis 388 (2007),

● Fritz Appel et al., "Nano Scale Design of TiAl Alloys Based on β -Phase Decomposition", Advanced Engineering Materials 2006, Seiten 371 bis 376 und

● Fritz Appel et al., "Atomistic Processes of Phase Transformation and Dynamic Recrystallization during Hot-Working of Intermetallic Titanium Aluminides", Material Science Forum 2007, Seiten 465 bis 470.

[0012] In JP-A-06 116691 ist ein Verfahren zur Wärmebehandlung von Titanaluminidlegierungen offenbart, um die Härte der Legierungen zu verbessern. Hierbei bestehen die Titanlegierungen aus Ti, 40-50% Al und 3 bis 10% aus wenigstens einem Element Nb, Mo und Cr, wobei die Legierungen auch mehrere der zuletzt genannten Elemente enthalten können.

[0013] DE-A-10 2004 056 582 betrifft Legierungen auf der Basis von Titanaluminiden, wobei die Legierungszusammensetzungen aus Ti-(44,5 bis 47) Al-(5-10)Nb und walweise Bor- und/oder Kohlenstoff bestehen. Zusätzlich enthalten die beschriebenen Legierungen auch Molybdän im Bereich zwischen 0,1 Atom-% bis 3,0 Atom-%. Die Legierungen zeichnen sich dadurch aus, dass sie durch das Zulegieren von Molybdän über einen großen Temperaturbereich stabile β -Phasen aufweisen.

[0014] EP-A-1 889 939 offenbart ein Verfahren zur Erhöhung der massiven Transformation von Titanaluminidlegierungen mit einer α -Phase, wobei bis zu 0,5 Atom-% in die Legierung eingebracht wird. Hierbei kann die Legierung bis zu 43 Atom-% Aluminium, 0 bis 9 Atom-% Niob, 0 bis 10 Atom-% Tantal und 0,01 bis 0,15 Atom-%

Yttrium aufweisen

[0015] In L.C. Zhang et al., "Twin thickness dependence of type-I-twin intersections in a γ -TiAl-based Ti-45Al-8Nb-2.5Mn alloy deformed at room temperature", Journal of Materials Science Letters 2000, Seiten 1727 bis 1730 werden Untersuchungen an Titanaluminidlegierungen der Zusammensetzung Ti-45Al-8Nb-2.5Mn vorgestellt, wobei diese eine Duplexmikrostruktur mit lamellaren Strukturen und γ -Phasen aufweisen. Hierbei bildet sich zwischen Zwillingsstrukturen jeweils eine Zwillingsbarriere (barrier twin) aus. Die Kreuzungspunkte sind hierbei abhängig von der Dicke der Zwillingsstrukturen.

[0016] Die Veröffentlichung G.L. Chen et al., "Deformation mechanism at large strains in a high-Nb-containing TiAl at room temperature", Material Science and Engineering 2002, Seiten 163 bis 170, befasst sich mit dem Deformationsverhalten von Titanaluminidlegierungen, bestehend aus Ti-45Al-9Nb-2.5Mn nach großen Deformationen bei Raumtemperatur. Hierbei weisen die Legierungen eine Duplexmikrostruktur auf. Bei zunehmender Deformation werden die ursprünglichen γ -Phasen und Lamellenstrukturen in Nanostrukturen aufgeteilt. Dabei werden zickzackartige Verbindungen an den Grenzen von Zwillingsstrukturen beobachtet

[0017] Auch L.C. Zhang et al., "Twin-intersection-related nanotwinning in a heavily deformed γ -TiAl-based alloy", Philosophical Magazine Letters 1999, Seiten 49 bis 54 sowie L.C. Zhang et al., "Structural change of deformation twin boundaries in a heavily deformed γ -TiAl-based alloy", Materials Letters 2000, Seiten 320 bis 325, befassen sich mit der Erzeugung von Nanozwillingsstrukturen in deformierten Titanaluminidlegierungen, wobei als Titanaluminidlegierung eine Zusammensetzung von Ti-45Al-8Nb-2.5Mn untersucht worden ist.

[0018] In T.T. Cheng et al., "Effects of major alloying additions on the microstructure and mechanical properties of γ -TiAl", Intermetallics 1999, Seiten 89 bis 99, wurden die Untersuchungen sowie die Mikrostrukturen von acht verschiedenen γ -TiAl-Legierungen vorgestellt. Dabei wurden Legierungen mit der Zusammensetzung Ti-44Al-8(Nb, Ta, Zr, Hf)-(0-0.2) Si-(0-1)B untersucht. Hierbei wurde festgestellt, dass die ω -Phase, die ein Transformationsprodukt der β -Phase ist, stabil ist bei Raumtemperatur und bis über 900° Celsius. In Legierungen mit β - und γ -Stabilisatoren sind keine singulären α -Phasen in der Transformationssequenz entstanden und wobei ein Dreiphasenregime ($\alpha + \beta + \gamma$) vorhanden ist.

[0019] In S. Kobayashi et al., "Formation of β -Ti Phase in Multi-component Gamma Alloys", Materials Research Society Symposium Proceedings, Materials Research Society, Vol. 753, Seiten 123 bis 128 werden Untersuchungen an quarternären Titanaluminidlegierungen präsentiert. Beispielsweise wird dies anhand von Ti-Al-Nb-V-Legierungen und Ti-Al-Mo-Cr-Legierungen untersucht, wobei die Vorhersagen von Regionen mit β -Phase in diesen Multi-Komponentensystemen schwierig sind.

[0020] D. Hu et al., "On the massive phase transformation regime in TiAl alloys: The alloying effect on massive/lamellar competition", Intermetallics 2007, Seiten 327 bis 332 befasst sich mit dem Einfluss von Legierungszusammensetzungen auf Festkörperumwandlungen, die beim kontinuierlichen Abkühlen von Titanaluminidlegierungen auftreten. Hierbei wurden die Untersuchungen an ternären und quaternären Legierungen durchgeführt

[0021] 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.

[0022] Gelöst wird diese Aufgabe durch eine Legierung auf der Basis von, insbesondere unter Verwendung von schmelz- oder pulvermetallurgischen Verfahren hergestellten, Titanaluminiden, vorzugsweise auf Basis von γ (TiAl), wobei TiAl-Legierungen mit weiteren Zusätzen Volumenanteile der β -Phase enthalten, die dadurch weitergebildet wird, dass die Zusammensetzung Komposit-Lamellen-Strukturen mit B19-Phase und β -Phase in jeder Lamelle aufweist, wobei das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und β -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.05 und 20, insbesondere zwischen 0.1 und 10, beträgt.

[0023] Hierbei weist die Legierung die folgende Zusammensetzung auf:

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

[0024] 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 β -Phase aufgebaut sind. Hierbei sind die erzeugten Komposit-Lamellen-Strukturen größtenteils von γ -TiAl umgeben.

[0025] 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.

[0026] 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.

[0027] Im Rahmen der Erfindung bestehen bei den an-

gegebenen Legierungszusammensetzungen jeweils die Reste aus Titan und unvermeidbaren Verunreinigungen.

[0028] Damit werden gemäß der Erfindung Legierungen bereitgestellt, die als Leichtbau-Werkstoff für Hochtemperaturanwendungen, wie z.B. Turbinenschaufeln oder Motoren- und Turbinenkomponenten, geeignet sind.

[0029] Die erfindungsgemäßen Legierungen werden unter Verwendung von gießmetallurgischen, schmelzmetallurgischen oder pulvermetallurgischen Verfahren bzw. Techniken oder unter Verwendung dieser Verfahren in Kombination mit Umformtechniken hergestellt.

[0030] 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 aufweisen, insbesondere gegenüber Legierungen ohne die erfindungsgemäßen Komposit-Lamellen-Strukturen.

[0031] Es ist bekannt, dass Titanaluminid-Legierungen mit Aluminiumgehalten von 38 - 45 At.% und weiteren Zusätzen beispielsweise von Refraktärelementen relativ große Volumenanteile der β -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 β - bzw. B2-Phase zur Gittertransformation ist damit stark ausgeprägt. Durch eine Scherumwandlung des kubisch raumzentrierten Gitters der β - bzw. B2-Phase können verschiedene orthorhombische Phasen gebildet werden, wozu insbesondere die Phasen B19 und B33 gehören.

[0032] 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 ω , ω' und ω'' vermieden, die für die mechanischen Werkstoffeigenschaften äußerst nachteilig sind.

[0033] Ein wesentlicher Vorteil der erfindungsgemäßen Legierungen besteht darin, dass die Gefügefeinung der Legierungen ohne den Zusatz von Kornfeinenden bzw. Gefügefeinenden 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.

[0034] Die Legierungen zeichnen sich weiter dadurch aus, dass die entsprechende Zusammensetzung Komposit-Lamellen-Strukturen mit der B19-Phase und β -

Phase in jeder Lamelle aufweist, wobei die Lamellen von der TiAl- γ -Phase umgeben sind.

[0035] Insbesondere beträgt das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und β -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 β -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 β -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 β -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.

[0036] Überdies ist es in einer Weiterbildung der erfindungsgemäßen Legierungen möglich, dass Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen von Lamellen des γ (TiAl)-Typs, vorzugsweise beidseits der Lamelle, umgeben sind.

[0037] 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.

[0038] Zudem bleibt die feine lamellenartige Struktur in den Komposit-Strukturen erhalten, wenn die Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen TiAl die Phase α_2 -Ti₃Al mit einem Anteil von bis zu 20% aufweisen, wobei insbesondere das (Volumen-)Verhältnis von der B19-Phase und β -Phase in den Lamellen unverändert und konstant bleibt.

[0039] Die erfindungsgemäßen Legierungen eignen sich als Hochtemperatur-Leichtbauwerkstoffe für Bauteile, die Temperaturen von bis zu 800 °C ausgesetzt sind.

[0040] 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.

[0041] 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.

[0042] Weiterhin wird die Aufgabe der Erfindung durch ein Bauteil gelöst, das aus einer erfindungsgemäßen Legierung hergestellt ist, wobei insbesondere die Legie-

rung durch schmelz- oder pulvermetallurgische Verfahren oder Techniken hergestellt ist. Durch die Legierungen auf der Basis einer intermetallischen Verbindung vom Typ γ -TiAl werden leichte (Hochtemperatur-)Werkstoffe oder Bauteile für den Einsatz oder zur Verwendung in Wärmekraftmaschinen, wie Verbrennungsmotoren, Gasturbinen, Flugtriebwerken bereitgestellt.

[0043] 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.

[0044] Die erfindungsgemäßen Legierungen mit den oben aufgeführten Zusammensetzungen werden vorzugsweise durch Verwendung herkömmlicher metallurgischer Gießmethoden oder durch an sich bekannte pulvermetallurgische Techniken erzeugt und können beispielsweise durch Warmschmieden, Warmpressen bzw. Warmstrangpressen und Warmwalzen bearbeitet werden.

[0045] Nachfolgend werden anhand einer Legierung mit einer Zusammensetzung Ti - 42 Atom % Al - 8.5 Atom % Nb die Komposit-Lamellen-Strukturen gezeigt.

[0046] 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 γ -Phase haben.

[0047] Fig. 1b zeigt eine Aufnahme des Legierungsgefüges mit einer höheren Vergrößerung, wobei ersichtlich ist, dass die modulierten Komposit-Lamellen-Strukturen (Bezugszeichen T) von der γ -Phase umgeben sind bzw. in die γ -Phase eingebettet sind.

[0048] Die in Fig. 1a und 1b gezeigten Gefüge wurden durch Extrudieren erhalten bzw. eingestellt.

[0049] 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 γ -Phase umgeben ist.

[0050] Fig. 2a zeigt in einer hochauflösenden Darstellung die atomare Struktur der Komposit-Lamellen-Strukturen oberhalb der γ -Phase. Die Komposit-Lamellen-Strukturen bestehen aus der geordneten B19-Phase und der ungeordneten β -Phase, die an die γ -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 β /B2 enthalten, die in Abständen von wenigen Nanometern angeordnet sind. Die Komposit-Lamellen-Strukturen enthalten die Phasen B19 und β , die beide als duktil gelten. Das Volumenverhältnis der B19-Phasen und der β -Phasen in einer Komposit-Lamellen-Struktur beträgt 0,8 bis 1,2. Aufgrund der duktilen Phasen B19 und β besteht das Gefüge im Wesentlichen aus gut verformbaren Lamellen, die in die hierzu relativ spröden γ -

Phase eingebettet sind.

[0051] 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.

[0052] 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 Legierung wird aufgrund der ausgebildeten Komposit-Lamellen-Strukturen eine Rissausbreitung behindert.

[0053] 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 (γ -Phase) bestehen, in die die relativ duktilen Phasen B19 und β eingebettet sind.

[0054] Die 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 heißisostatisches 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 γ (TiAl), wobei TiAl-Legierungen mit weiteren Zusätzen Volumenanteile

der β -Phase enthalten, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung Komposit-Lamellen-Strukturen mit B19-Phase und β -Phase in jeder Lamelle aufweist, wobei das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und β -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.05 und 20, insbesondere zwischen 0.1 und 10, beträgt, wobei die Legierung die folgende Zusammensetzung aufweist:

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

2. Legierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und β -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen 0.2 und 5, insbesondere zwischen 0.25 und 4, beträgt.

3. Legierung nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und β -Phase jeweils in einer Lamelle zwischen (1/3) und 3, insbesondere zwischen 0.5 und 2, beträgt.

4. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis, insbesondere das Volumenverhältnis, der B19-Phase und β -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.

5. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung wahlweise (0.1 bis 1 At. %) B (Bor) und/oder (0.1 bis 1 At. %) C (Kohlenstoff) aufweist.

6. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen von Lamellen des γ (TiAl)-Typs, vorzugsweise beidseits der Lamelle, umgeben sind.

7. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen ein Volumenanteil von mehr als 10%, vorzugsweise mehr als 20%, der Legierung haben.

8. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Lamellen der Komposit-Lamellen-Strukturen die Phase α_2 -Ti₃Al mit einem Anteil von bis zu 20% aufweisen.

9. Verfahren zum Herstellen einer Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8 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.

10. Verfahren nach Anspruch 9, **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.

11. Bauteil, das aus einer Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8 hergestellt ist, wobei insbesondere die Legierung durch schmelz- oder pulvermetallurgische Verfahren oder Techniken hergestellt ist.

12. Verwendung einer Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8 zur Herstellung eines Bauteils.

Claims

1. An alloy based on titanium aluminides, particularly made with the use of fusion or powder metallurgical processes, preferably on the basis of γ (TiAl), wherein TiAl alloys with further additives contain volumetric fractions of the β phase, **characterised in that** the composition includes composite lamellar structures with B19 phase and β phase in each lamella, wherein the ratio, particularly the volumetric ratio, of the B19 phase and the β phase in each lamella is between 0.05 and 20, particularly between 0.1 and 10, wherein the alloy has the following composition:

Ti - (41 to 44.5 at %) Al - (5 to 10 at %) Nb - (0.5 to 5 at %) Fe.

2. An alloy as claimed in claim 1, **characterised in that** the ratio, particularly the volumetric ratio, of the B19 phase and the β phase in each lamella is between 0.2 and 5, particularly between 0.25 and 4.

3. An alloy as claimed in claim 1 or 2, **characterised in that** the ratio, particularly the volumetric ratio, of the B19 phase and β phase in each lamella is between (1/3) and 3, particularly between 0.5 and 2.

4. An alloy as claimed in one of claims 1 to 3, **characterised in that** the ratio, particularly the volumetric ratio, of the B19 phase and β phase in each lamella is between 0.75 and 1.25, particularly between 0.8 and 1.2, preferably between 0.9 and 1.1.

5. An alloy as claimed in one of claims 1 to 4, **characterised in that** the composition selectively includes (0.1 to 1 to 1 at %) B (boron) and/or (0.1 to 1 at %) C (carbon).

6. An alloy as claimed in one of claims 1 to 5, **characterised in that** lamellas of the composite lamellar structures are surrounded by lamellas of the γ (TiAl) type, preferably on both sides of the lamella.

7. An alloy as claimed in one of claims 1 to 6, **characterised in that** the lamellas of the composite lamellar structures have a volumetric proportion of more than 10%, preferably more than 20%, of the alloy.

8. An alloy as claimed in one of claims 1 to 7, **characterised in that** the lamellas of the composite lamellar structures include the phase α_2 -Ti₃Al in a proportion of up to 20%.

9. A method of making an alloy as claimed in one claims 1 to 8 using fusion or powder metallurgical techniques, wherein after making the alloy into an intermediate product a further heat treatment of the intermediate product is performed at temperatures above 900°C, preferably above 1000°C, particularly at temperatures between 1000°C and 1200°C for a predetermined period of time of more than 60 minutes, preferably more than 90 minutes and subsequently the heat-treated alloy is cooled at a predetermined cooling rate of more than 0.5°C per minute.

10. A method as claimed in claim 9, **characterised in that** heat-treated alloy is cooled at a predetermined cooling rate of between 1°C per minute to 20°C per minute, preferably to 10°C per minute.

11. A component which is made of an alloy as claimed in one of claims 1 to 8, wherein, in particular, the alloy is made by fusion or powder metallurgical methods or techniques.

12. Use of an alloy as claimed in one of claims 1 to 8 for making a component.

Revendications

1. Alliage à base d'aluminures de titane, en particulier fabriqués en utilisant des procédés de la métallurgie de fusion ou des poudres, de préférence à base de γ (TiAl), dans lequel des alliages de TiAl comprenant d'autres matières ajoutées contiennent des pourcentages volumiques de la phase β , **caractérisé en ce que** la composition présente des structures à lamelles composites avec la phase B19 et la phase β dans chaque lamelle, étant entendu que le rapport, en particulier le rapport de volume, de la phase B19

et de la phase β est compris à chaque fois dans une lamelle entre 0,05 et 20, en particulier entre 0,1 et 10, étant entendu que l'alliage présente la composition suivante :

Ti - (41 à 44,5 % at.) Al - (5 à 10 % at.) Nb - (0,5 à 5 % at.) Fe.

2. Alliage selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** le rapport, en particulier le rapport de volume, de la phase B19 et de la phase β est compris à chaque fois dans une lamelle entre 0,2 et 5, en particulier entre 0,25 et 4. 10
3. Alliage selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** le rapport, en particulier le rapport de volume, de la phase B19 et de la phase β est compris à chaque fois dans une lamelle entre (1/3) et 3, en particulier entre 0,5 et 2. 15
4. Alliage selon l'une des revendications 1 à 3, **caractérisé en ce que** le rapport, en particulier le rapport de volume, de la phase B19 et de la phase β est compris à chaque fois dans une lamelle entre 0,75 et 1,25, en particulier entre 0,8 et 1,2, et de préférence entre 0,9 et 1,1. 20 25
5. Alliage selon l'une des revendications 1 à 4, **caractérisé en ce que** la composition présente au choix (0,1 à 1 % at.) de B (bore) et/ou (0,1 à 1 % at.) de C (carbone). 30
6. Alliage selon l'une des revendications 1 à 5, **caractérisé en ce que** les lamelles des structures à lamelles composites sont entourées par des lamelles du type γ (TiAl), de préférence des deux côtés des lamelles. 35
7. Alliage selon l'une des revendications 1 à 6, **caractérisé en ce que** les lamelles des structures à lamelles composites ont un pourcentage volumique de plus de 10 %, et de préférence de plus de 20 %, de l'alliage. 40
8. Alliage selon l'une des revendications 1 à 7, **caractérisé en ce que** les lamelles des structures à lamelles composites présentent la phase α_2 -Ti₃Al dans une part allant jusqu'à 20 %. 45
9. Procédé de fabrication d'un alliage selon l'une des revendications 1 à 8 en utilisant des techniques de la métallurgie de fusion ou des poudres, dans lequel après la fabrication de l'alliage jusqu'à un produit intermédiaire, un traitement thermique supplémentaire du produit intermédiaire est réalisé à des températures supérieures à 900 °C, et de préférence supérieures à 1 000 °C, en particulier à des températures comprises entre 1 000 °C et 1 200 °C, pen- 50 55

dant une durée prédéterminée de plus de 60 minutes, et de préférence de plus de 90 minutes, et l'alliage traité thermiquement est ensuite refroidi à une vitesse de refroidissement prédéterminée de plus de 0,5 °C par minute.

10. Procédé selon la revendication 9, **caractérisé en ce que** l'alliage traité thermiquement est refroidi à une vitesse de refroidissement prédéterminée comprise entre 1 °C par minute et 20 °C par minute, et de préférence de 10 °C par minute.
11. Élément de construction fabriqué dans un alliage selon l'une des revendications 1 à 8, dans lequel en particulier l'alliage est fabriqué au moyen de procédés ou de techniques de la métallurgie de fusion ou des poudres.
12. Utilisation d'un alliage selon l'une des revendications 1 à 8 pour la fabrication d'un élément de construction.



Fig. 1a



Fig. 1b



Fig. 1c

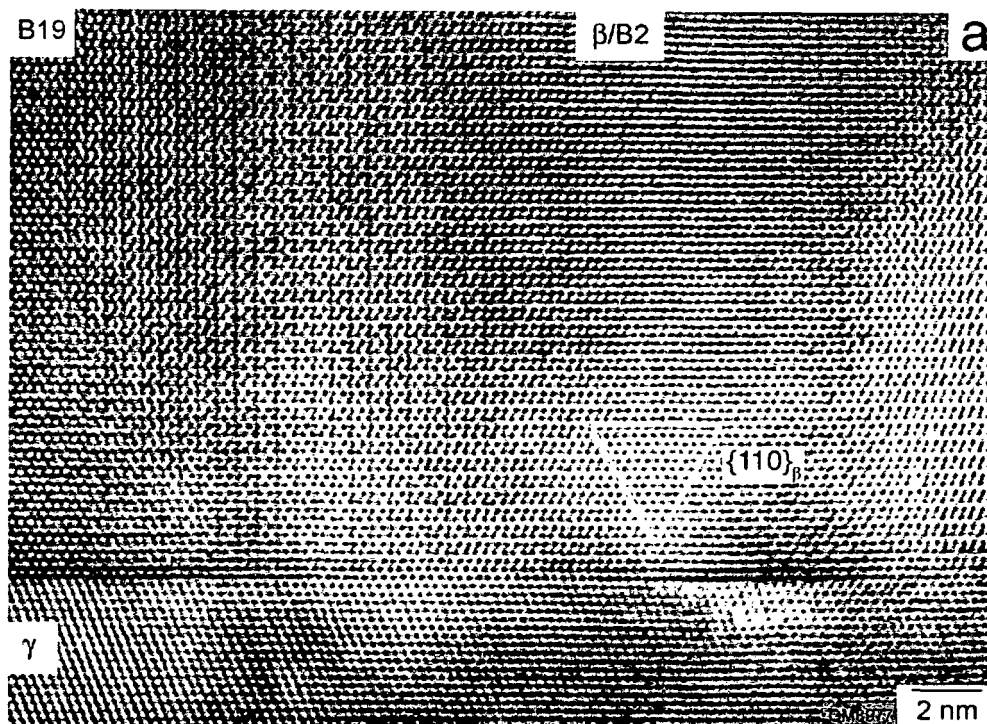


Fig. 2a

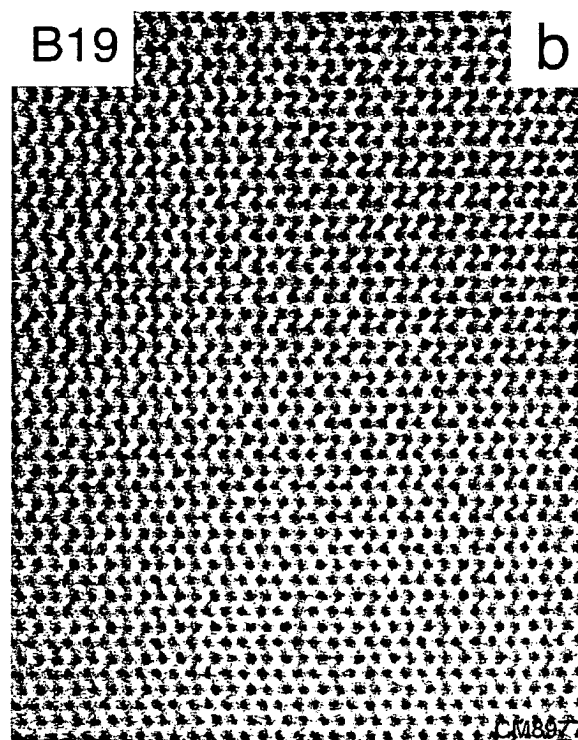


Fig. 2b

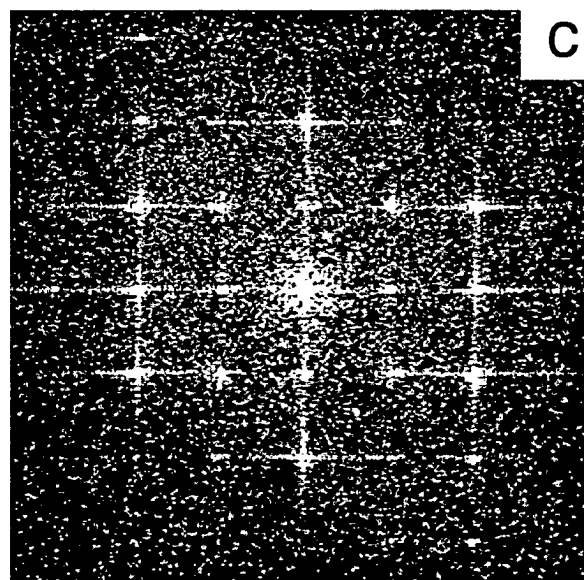


Fig. 2c



Fig. 3

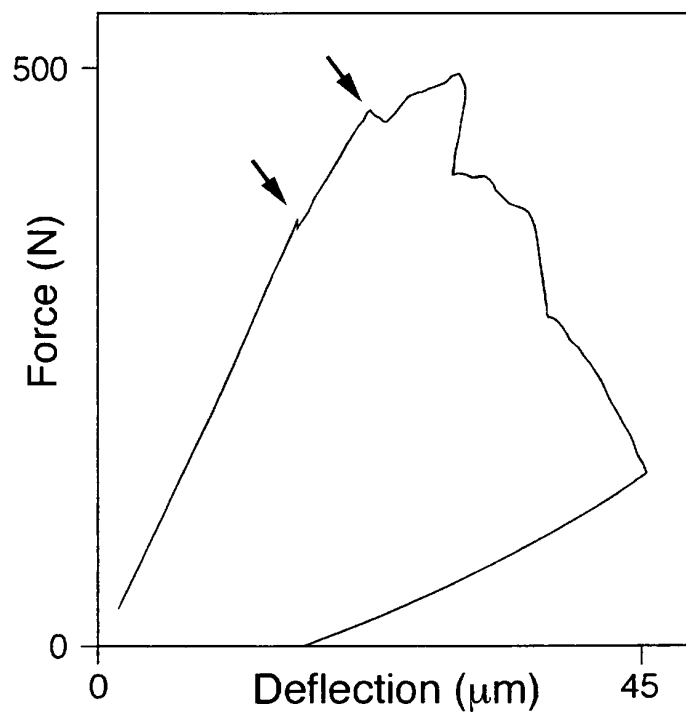


Fig. 4

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]
- JP 6116691 A [0012]
- DE 102004056582 A [0013]
- EP 1889939 A [0014]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **Y.-W. KIM ; D.M. DIMIDUK.** Structural Intermetallics. 1996, 531 [0008]
- **M. YAMAGUCHI ; H. INUI ; K. ITO.** *Acta mater*, 2000, vol. 48, 307 [0008]
- **T.T. CHENG.** Gamma Titanium Aluminides. 1999, 389 [0009]
- **Y.-W. KIM ; D.M. DIMIDUK.** Structural Intermetallics. 2001, 625 [0009]
- Gamma Titanium Aluminides. 1995 [0010]
- Structural Intermetallics. 1997 [0010]
- Gamma Titanium Aluminides. 1999 [0010]
- Structural Intermetallics. 2001 [0010]
- **FRITZ APPEL et al.** Nano-Scale Design of TiAl Alloys Based on Beta-Phase Decomposition. *Materials Research Society Symposium Proceedings*, 2007, vol. 980, 383-388 [0011]
- **FRITZ APPEL et al.** Nano Scale Design of TiAl Alloys Based on β -Phase Decomposition. *Advanced Engineering Materials*, 2006, 371-376 [0011]
- **FRITZ APPEL et al.** Atomistic Processes of Phase Transformation and Dynamic Recrystallization during Hot-Working of Intermetallic Titanium Aluminides. *Material Science Forum*, 2007, 465-470 [0011]
- **L.C. ZHANG et al.** Twin thickness dependence of type-I-twin intersections in a γ -TiAl-based Ti-45Al-8Nb-2.5Mn alloy deformed at room temperature. *Journal of Materials Science Letters*, 2000, 1727-1730 [0015]
- **G.L. CHEN et al.** Deformation mechanism at large strains in a high-Nb-containing TiAl at room temperature. *Material Science and Engineering*, 2000, 163-170 [0016]
- **L.C. ZHANG et al.** Twin-intersection-related nanotwinning in a heavily deformed γ -TiAl-based alloy. *Philosophical Magazine Letters*, 1999, 49-54 [0017]
- **L.C. ZHANG et al.** Structural change of deformation twin boundaries in a heavily deformed γ -TiAl-based alloy. *Materials Letters*, 2000, 320-325 [0017]
- **T.T. CHENG et al.** Effects of major alloying additions on the microstructure and mechanical properties of γ -TiAl. *Intermetallics*, 1999, 89-99 [0018]
- **S. KOBAYASHI et al.** Formation of β -Ti Phase in Multi-component Gamma Alloys. *Materials Research Society Symposium Proceedings, Materials Research Society*, vol. 753, 123-128 [0019]
- **D. HU et al.** On the massive phase transformation regime in TiAl alloys: The alloying effect on massive/lamellar competition. *Intermetallics*, 2007, 327-332 [0020]