



(11)

EP 2 386 663 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
02.08.2017 Patentblatt 2017/31

(51) Int Cl.:
C22C 1/04 (2006.01) **C22C 14/00** (2006.01)
C22F 1/18 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **11450055.6**

(22) Anmeldetag: **26.04.2011**

(54) **Verfahren zur Herstellung eines Bauteiles und Bauteile aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung**

Method for producing a component and component from a gamma-titanium-aluminium base alloy

Procédé de fabrication d'un composant et composants constitués d'un alliage à base d'aluminium-titane

(84) Benannte Vertragsstaaten:

AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO PL PT RO RS SE SI SK SM TR

(30) Priorität: **12.05.2010 AT 8022010**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
16.11.2011 Patentblatt 2011/46

(73) Patentinhaber:

- **Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG**
8605 Kapfenberg (AT)
- **MTU Aero Engines AG**
80995 München (DE)

(72) Erfinder:

- **Clemens, Helmut**
8700 Leoben (AT)
- **Wallgram, Wilfried**
8700 Leoben (AT)
- **Schloffer, Martin**
8700 Leoben (AT)

(74) Vertreter: **Wildhack & Jellinek**
Patentanwälte OG
Landstraßer Hauptstraße 50
1030 Wien (AT)

(56) Entgegenhaltungen:

EP-A1- 2 272 993 DE-A1-102004 056 582
JP-A- 2002 356 729 US-A- 5 226 985

- **SCHMOELZER T ET AL:** "Phase fractions, transition and ordering temperatures in TiAl-Nb-Mo alloys: An in- and ex-situ study", INTERMETALLICS, ELSEVIER SCIENCE PUBLISHERS B.V, GB, Bd. 18, Nr. 8, 1. August 2010 (2010-08-01), Seiten 1544-1552, XP027099742, ISSN: 0966-9795 [gefunden am 2010-06-22]
- **CLEMENS H ET AL:** "In and ex situ investigations of the beta-phase in a Nb and Mo containing gamma-TiAl based alloy", INTERMETALLICS, ELSEVIER SCIENCE PUBLISHERS B.V, GB, Bd. 16, Nr. 6, 1. Juni 2008 (2008-06-01), Seiten 827-833, XP022691290, ISSN: 0966-9795, DOI: 10.1016/J.INTERMET.2008.03.008 [gefunden am 2008-05-13]
- **HABEL U ET AL:** "PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND TENSILE PROPERTIES OF GAMMA.-TiAl PM ALLOY 395MM", GAMMA, TITANIUM, ALUMINIDES, PROCEEDINGS OF A SYMPOSIUM; 20030000, 2003, Seiten 297-304, XP008068139,
- **GUETHER VOLKER ET AL:** "Microstructure and corresponding tensile properties of as-cast, . beta .-solidifying, . gamma .-TiAl based TNM alloys", GAMMA, TITANIUM, ALUMINIDES, PROCEEDINGS OF A SYMPOSIUM, XX, XX, 9. März 2008 (2008-03-09), Seiten 249-256, XP009110850,
- **D.ZHANG ET AL:** "Effect of heat-treatments and hot-isostatic pressing on phase transformation and microstructure in a B/B2 containing Gamma-TiAl based alloy", SCRIPTA MATERIALIA, Bd. 42, Nr. 11, 31. Mai 2000 (2000-05-31), Seiten 1065-1070, XP002660479,

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).

EP 2 386 663 B1

- IMAEVR M ET AL: "Refining of the microstructure of cast intermetallic alloy Ti - 43% Al X (Nb, Mo, B) with the help of heat treatment", METAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT, SPRINGER, NEW YORK, NY, US, Bd. 48, Nr. 1-2, 1. Januar 2006 (2006-01-01), Seiten 81-84, XP002510776, ISSN: 0026-0673, DOI: 10.1007/S11041-006-0048-4
- EBERHARDT N LORICH A JOERG R KESTLER H KNABL W KOECK W BAUR H JOOS R CLEMENS H: "Pulvermetallurgische Herstellung und Charakterisierung von Formkoerpern einer intermetallischen Ti-46.5Al-4(Cr, Nb, Ta, B)-Legierung = Powder metallurgical manufacturing and characterisation of components made of intermetallic alloy Ti-46.5Al-4(Cr, Nb, Ta, B)", ZEITSCHRIFT FUR METALLKUNDE, CARL HANSER, MUNICH, DE, Bd. 89, Nr. 11, 1. Januar 1998 (1998-01-01), Seiten 772-778, XP009152695, ISSN: 0044-3093
- HELMUT CLEMENS ET AL: "Intermetallic Titanium Aluminide - An Innovative Low-weight Material for High-temperature Applications ; Intermetallisches Titanaluminid - Ein innovativer Leichtbauwerkstoff für Hochtemperaturanwendungen", BHM BERG- UND HUTTENMÄNNISCHE MONATSSHEFTE ; ZEITSCHRIFT FÜR ROHSTOFFE, GEOTECHNIK, METALLURGIE, WERKSTOFFE, MASCHINEN- UND ANLAGENTECHNIK, SPRINGER-VERLAG, VIENNA, Bd. 156, Nr. 7, 1. Juli 2011 (2011-07-01), Seiten 255-260, XP019941410, ISSN: 1613-7531, DOI: 10.1007/S00501-011-0004-5
- H. CLEMENS ET AL: "Design of Novel B-Solidifying TiAl Alloys with Adjustable B/B2-Phase Fraction and Excellent Hot-Workability", ADVANCED ENGINEERING MATERIALS, Bd. 10, Nr. 8, 24. Juli 2008 (2008-07-24), Seiten 707-713, XP002660480,

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Bauteiles aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung.

[0002] Weiters bezieht sich die Erfindung auf ein Bauteil aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung, hergestellt mit endabmessungsnahen Dimensionen.

[0003] Titan-Aluminium-Basislegierungen weisen im Allgemeinen eine hohe Festigkeit, eine geringe Dichte und eine gute Korrosionsbeständigkeit auf und werden bevorzugt als Bauteile in Gasturbinen und Flugtriebwerken eingesetzt.

[0004] Für obige Anwendungsgebiete sind insbesondere Legierungen mit einer Zusammensetzung von: Aluminium 40 At.-% bis 50 At.-%, Niob 3 At.-% bis 10 At.-%, Molybdän bis 4 At.-% sowie optional die Elemente Mangan, Bor, Silicium, Kohlenstoff, Sauerstoff und Stickstoff in geringen Konzentrationen sowie Titan als Rest von Interesse.

[0005] Diese Legierungen erstarren vorzugsweise vollständig über den β -Mischkristall und durchlaufen bei einer nachfolgenden Abkühlung eine Reihe von Phasenumwandlungen. Ein Prinzipschaubild (Fig. 1) zeigt Gefügeausbildungen in Abhängigkeit von der Temperatur und der Aluminiumkonzentration mit vom Fachmann verwendeten Temperaturbereichsangaben.

[0006] Hergestellt können die Bauteile werden durch Gießen eines Blockes oder pulvermetallurgisch durch Heiß-Isostatisches-Pressen (HIPen) von legiertem Metallpulver sowie durch Gießen eines Blockes und gegebenenfalls HIPen desselben mit anschließendem Strangpressen und jeweils mit einem nachfolgenden Schmieden des Blockes oder Zwischenproduktes zu einem Bauteil, welches in der Folge Wärmebehandlungen unterworfen wird.

[0007] Titan-Aluminium-Werkstoffe haben für eine Warmformgebung nur ein schmales Temperaturfenster, welches zwar durch die Legierungselemente Niob und Molybdän erweitert werden kann, trotzdem ergeben sich Limitierungen bezüglich der Verformung bzw. Schmiedung der Teile. Es ist bekannt, durch langsames, isothermes Verformen, dem Fachmann geläufig als Isothermschmieden, ein Bauteil zumindest teilweise durch spanlose Formgebung herzustellen, allerdings ist dies mit hohem Aufwand verbunden.

[0008] Allenfalls wird ein nach obigen Technologien hergestelltes Bauteil zumeist keine homogene Gefügestruktur aufweisen, weil einerseits ein geringes und ungleiches Rekristallisationspotential des langsam isotherm verformten Werkstoffes gegeben ist, und/oder andererseits die einen hohen Zeitaufwand fordernde Diffusion der Atome der Elemente Niob und/oder Molybdän, die für eine Verformbarkeit eines Werkstoffes wichtig sind, sich nach der Umformstruktur ausrichten und derart das Gefüge nachteilig beeinflussen können.

[0009] Eine Homogenisierung der Gefügeausbildung und damit ein Erreichen isotroper, mechanischer Eigen-

schaften des Werkstoffes durch zeitaufwändige Glühbehandlungen sind zwar grundsätzlich möglich, erfordert allerdings einen hohen Aufwand.

[0010] Für die industrielle Praxis sind Bauteile aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung erforderlich, welche richtungsunabhängig homogene, mechanische Eigenschaften aufweisen, wobei die Duktilität, Festigkeit und Kriechbeständigkeit des Werkstoffes auch bei hohen Einsatztemperaturen ausgewogen auf hohem Niveau vorliegen.

[0011] Aus dem Stand der Technik sind die folgenden Verfahren bzw. Bauteile bekannt:

SCHMOELZER T ET AL: "Phase fractions, transition and ordering temperatures in TiAl-Nb-Mo alloys: An in- and ex-situ study";

CLEMENS H ET AL: "In and ex situ investigations of the beta-phase in a Nb and Mo containing gamma-TiAl based alloy";

HABEL U ET AL: "PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND TENSILE PROPERTIES OF GAMMA-TIAL PM ALLOY 395MM";

D. ZHANG ET AL: "Effect of heat-treatments and hot-isostatic pressing on phase transformation and microstructure in a B/B2 containing Gamma-TiAl based alloy";

H. CLEMENS ET AL: "Design of Novel B-Solidifying TiAl Alloys with Adjustable B/B2-Phase Fraction and Excellent Hot-Workability";

Auch in der DE 10 2004 056582 A1 und der EP 0 464 366 sind derartige Vorfahren beschrieben.

[0012] Ausgehend vom Stand der Technik liegt der vorliegenden Erfindung die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren anzugeben, mit welchem ein Bauteil mit homogener, feiner und gleichmäßiger Gefügestruktur herstellbar ist, welches Bauteil in ausgewogener Form eine Duktilität, Festigkeit und Kriechbeständigkeit des Werkstoffes in allen Richtungen im Wesentlichen gleich auf gewünschtem, hohen Niveau aufweist und mit endabmessungsnahen Dimensionen wirtschaftlich herstellbar ist.

[0013] Die Erfindung zielt weiters auf ein Bauteil ab, welches bei einer gezielten Phasenausformung des Gefüges gewünschte, mechanische Eigenschaften, insbesondere der Dehngrenze $R_{p0.2}$ und Festigkeit R_m sowie Gesamtdehnung A_L im Zugversuch bei Raumtemperatur und bei einer Temperatur von 700°C, aufweist.

[0014] Die Aufgabe wird durch ein Verfahren der eingangs genannten Art gelöst, bei welchem in einem ersten Schritt ein schmelz- oder pulvermetallurgisch gefertigtes Vormaterial mit einer chemischen Zusammensetzung von in At.-%:

Aluminium (Al)	41	bis	48
wahlweise			
Niob (Nb)	4	bis	9
Molybdän (Mo)	0.1	bis	3.0

(fortgesetzt)

Mangan (Mn)	bis	2.4
Bor (B)	bis	1.0
Silicium (Si)	bis	1.0
Kohlenstoff (C)	bis	1.0
Sauerstoff (O)	bis	0.5
Stickstoff (N)	bis	0.5

[0015] Titan und Verunreinigungen als Rest, hergestellt und dieses Vormaterial bei einer Druckerhöhung auf mindestens 150 MPa bei einer Temperatur von mindestens 1000°C nach einer Durchwärmung während einer Zeitdauer von mindestens 60 min isostatisch zu einem Rohteil gepresst wird, wonach in einem zweiten Schritt das HIP-Rohteil einer Warmformgebung durch eine Schnell-Massivumformung mit einer Geschwindigkeit von größer 0.4 mm/sec und einer Umformung durch Stauchen gemessen als lokale Dehnung φ von größer 0.3, wobei φ wie folgt definiert ist:

$$\varphi = \ln (h_f/h_o)$$

h_f = Höhe des Werkstückes nach dem Stauchen
 h_o = Höhe des Werkstückes vor dem Stauchen

oder einem anderen Umformverfahren mit gleich hoher Mindestverformung, insbesondere durch Schmieden bei einer Temperatur im Bereich von 1000 bis 1350°C unter Ausformung eines Bauteiles mit einer nachfolgenden Abkühlung desselben, wobei die Zeitspanne bis zum Erreichen einer Temperatur von 700°C höchstens 10 min beträgt, unterworfen wird, wobei ein Gefüge, welches nur in geringen Teilbereichen dynamisch erholt oder rekristallisiert sein kann, im Wesentlichen jedoch ein Verformungsgefüge mit hohem

[0016] Rekristallisationsenergiepotential aufweist, gebildet wird, wonach das Bauteil für ein Einstellen gewünschter Werkstoffeigenschaften in einem dritten Schritt einer Wärmebehandlung unterworfen wird, bei welcher im Bereich der eutektoiden Temperatur der Legierung, insbesondere von 1010 bis 1180°C in einer Zeitspanne von 30 bis 1000 min aus dem Verformungsgefüge, aufgrund der gespeicherten Verformungsenergie und der Triebkraft, welche aus dem chemischen Phasengleichgewicht nach dem Verformen und Abkühlen besteht, eine homogene, feinglobulare Mikrostruktur, bestehend aus den bei Raumtemperatur eine geordnete Atomstruktur aufweisenden Phasen:

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ ($\gamma, \beta_0, \alpha_2$)
mit einer Ausformung:

ALPHA₂: globular mit einer Korngröße von 1 bis 50 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50% die vereinzelte, gröbere γ -Lamellen mit einer Dicke von > 100 nm enthalten können

BETA₀: globular die α_2 -Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%
GAMMA: globular die α_2 -Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 60%

gebildet werden, und in einem nachgeordneten Schritt wahlweise mindestens eine weitere Wärmebehandlung, insbesondere Folgeglühung und/oder Stabilisierungs-glühung des Bauteiles, erfolgt (erfolgen kann).

[0017] Mit dem erfindungsgemäßen Verfahren wird eine Vielzahl von technischen und wirtschaftlichen Vorteilen erreicht.

[0018] Im ersten Schritt des Verfahrens erfordert ein schmelz- oder pulvermetallurgisch hergestelltes Vormaterial lediglich eine Kompaktierung durch heißisostatisches Pressen desselben, wonach das Rohteil in einem zweiten Schritt bei einer gegenüber einem Isothermschmieden erhöhten Temperatur und, wie gefunden wurde, bei einem vorteilhaft verbesserten Warmumformvermögen des Materials einer Schnell-Massivumformung mit einer Geschwindigkeit von größer 0.4 mm/sec und einem Stauchgrad φ von größer 0.3 unterzogen wird. Diese Schnell-Massivumformung des Rohteiles kann, für den Fachmann überraschend, bei erhöhter Temperatur mit hoher Umformgeschwindigkeit erfolgen, wobei erfindungsgemäß eine hohe Mindestverformung und eine nachfolgende Abkühlung mit hoher Kühlrate für eine Ausbildung eines hohen, vorerst eingefrorenen Rekristallisierungspotentials im Gefüge erforderlich sind.

[0019] Dieses Rekristallisationspotential bzw. diese gespeicherte aus der Schnell-Verformung resultierende Energie, welches bzw. welche auch aus der Triebkraft aus dem chemischen Phasengleichgewicht gebildet ist, bewirkt in einem dritten Schritt bei einer Glühung des Werkstoffes im Bereich der eutektoiden Temperatur der Legierung eine Umwandlung in eine äußerst feinglobulare Mikrostruktur aus den Phasen GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ mit bei Raumtemperatur geordneter Atomstruktur mit bestimmten Phasenanteilen, welche Gefügestruktur als günstige Feinkorn-Ausgangsstruktur für eine nachfolgende, durch Wärmebehandlung(en) erreichbare, im Hinblick auf gewünschte Eigenschaften des Werkstoffes vorgesehene Gefügeausformung dient.

[0020] Die Aufgabe wird auch durch ein Verfahren der eingangs genannten Art gelöst, bei welchem in einem ersten Schritt ein schmelz- oder pulvermetallurgisch gefertigtes Vormaterial mit einer chemischen Zusammensetzung von in At.-%:

Al	42	bis	44.5
wahlweise			
Nb	3.5	bis	4.5
Mo	0.5	bis	1.5
Mn		bis	2.2
B	0.05	bis	0.2

(fortgesetzt)

Si	0.001	bis	0.01
C	0.001	bis	1.0
O	0.001	bis	0.1
N	0.0001	bis	0.02

[0021] Titan und Verunreinigungen als Rest hergestellt und dieses Vormaterial bei einer Druckerhöhung auf mindestens 150 MPa bei einer Temperatur von mindestens 1000°C nach einer Durchwärmung während einer Zeitdauer von mindestens 60 min isostatisch zu einem Rohteil gepresst wird, wonach in einem zweiten Schritt das HIP-Rohteil einer Warmformgebung durch eine Schnell-Massivumformung mit einer Geschwindigkeit von größer 0.4 mm/sec und einer Umformung durch Stauchen gemessen als lokale Dehnung φ von größer 0.3, wobei φ wie folgt definiert ist:

$$\varphi = \ln (h_f/h_o)$$

h_f = Höhe des Werkstückes nach dem Stauchen

h_o = Höhe des Werkstückes vor dem Stauchen

oder einem anderen Umformverfahren mit gleich hoher Mindestverformung, insbesondere durch Schmieden bei einer Temperatur im Bereich von 1000 bis 1350°C unter Ausformung eines Bauteiles mit einer nachfolgenden Abkühlung desselben, wobei die Zeitspanne bis zum Erreichen einer Temperatur von 700°C höchstens 10 min beträgt, unterworfen wird, wobei ein Gefüge, welches nur in geringen Teilbereichen dynamisch erholt oder rekristallisiert sein kann, im Wesentlichen jedoch ein Verformungsgefüge mit hohem Rekristallisationsenergiepotential aufweist, gebildet wird und wonach das Bauteil in einem dritten Schritt einer Wärmebehandlung unterworfen wird, welche mit einer Zeitspanne von 30 bis 600 min im Bereich der eutektoiden Temperatur der Legierung, insbesondere von 1040 bis 1170°C erfolgt, wobei aus dem Verformungsgefüge eine homogene, feinglobulare Mikrostruktur, bestehend aus den bei Raumtemperatur eine geordnete Atomstruktur aufweisenden Phasen:

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ ($\gamma, \beta_0, \alpha_2$)

mit einer Ausformung:

- ALPHA₂: globular mit einer Korngröße von 1 bis 10 μm mit einem Volumsanteil von 10 bis 35% die vereinzelte, gröbere γ -Lamellen mit einer Dicke von > 100 nm enthalten können
- BETA₀: globular die α_2 -Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 10 μm mit einem Volumsanteil von 15 bis 45%
- GAMMA: globular die α_2 -Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 10 μm mit einem Volumsanteil von 15 bis 60%

gebildet wird, und wahlweise in einem nachgeordneten Schritt mindestens eine weitere Wärmebehandlung, insbesondere Folgeglühung und/oder

Stabilisierungsglühung des Bauteiles, erfolgt (erfolgen).

[0022] Eine derartige, in den Konzentrationen der Elemente eingeschränkte, chemische Zusammensetzung des Werkstoffes kann ein durch die Verfahrensparameter erreichtes, günstiges Verhalten bezüglich der Gefüge- und -ausbildung intensivieren.

[0023] Die Feinkornausbildung im Werkstoff, geschaffen nach obigem Verfahren, bewirkt zwar bei isotroper Gefügemorphologie eine erhöhte Festigkeit in engeren Grenzen, wobei jedoch die Zähigkeit und die Kriechbeständigkeit des Materials für bestimmte Anwendungsgebiete als nicht ausreichend erachtet werden können. Diese Feinkornstruktur bildet jedoch allenfalls eine Voraussetzung für den Erhalt eines weitgehend feinen, homogenen Gefüges bei weiteren Glühbehandlungen zur Einstellung gewünschter, mechanischer Eigenschaften des Bauteiles.

[0024] Um insbesondere die Hochtemperatureigenschaften des Werkstoffes betreffend eine Verbesserung der Duktilität bzw. eine Erhöhung der Zähigkeit und einer Erhöhung der Kriechbeständigkeit zu erreichen, ist gemäß der Erfindung vorgesehen, das Bauteil mit einer im dritten Schritt geschaffenen Feinkornstruktur zur Einstellung von optimierten Hochtemperaturwerkstoffeigenschaften mindestens einer Folgeglühung zu unterwerfen, welche Folgeglühung im Bereich nahe der Alpha-Transus-Temperatur (T_α) der Legierung im Dreiphasenraum (Alpha, Beta, Gamma) während einer Zeitdauer von mindestens 30 bis 6000 min erfolgt, wonach das Teil in einer Zeitspanne von weniger als 10 min auf eine Temperatur von 700°C und anschließend weiter, vorzugsweise an Luft, abgekühlt wird und derart eine Phasenausformung:

- ALPHA₂: globular übersättigt, gegebenenfalls geringe feine γ -Lamellen enthaltend, mit einer Korngröße von 5 μm bis 100 μm mit einem Volumsanteil von 25% bis 98%
- BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 1 μm bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 25%
- GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 1 μm bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 50%

gebildet wird.

[0025] Insbesondere die übersättigten ALPHA₂-Körner und eine zwar feine, jedoch nicht optimierte Gefügeausformung ergeben bei hohen Festigkeitswerten eine niedrige Materialduktilität und Zähigkeit. Durch eine eingeeengte, chemische Zusammensetzung sind verbesserte, mechanische Werkstoffeigenschaften erreichbar, jedoch ist das Eigenschaftsprofil nur auf bestimmte Verwendungszwecke ausgerichtet.

[0026] Eine eingeeengte, chemische Zusammensetzung

zung des Werkstoffes, wie vorstehend angegeben, kann zwar für ein Erreichen von günstigen Anteilen der Gefügebestandteile mit engeren Abmessungen und engeren Gehaltsgrenzen genutzt werden, wobei sich die daraus ergebenden Vorteile in einer gewissen Präzisierung der mechanischen Eigenschaftswerte niederschlagen; im Wesentlichen werden damit jedoch in höchst vorteilhafter Weise die Voraussetzungen für eine Optimierung des Hochtemperaturverhaltens eines Bauteiles aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung erstellt.

[0027] Eine Wahl der Glühzeit bei einer Folgeglühung nahe der Alpha-Transus-Temperatur (T_α) kann im Hinblick auf eine Einstellung von gewünschten Phasenmengen und der Korngrößen erfolgen. Beispielsweise wird die β -Phase mit zunehmender Glühdauer generell reduziert.

[0028] Nach einer thermischen Behandlung im Alpha-Transus-Gebiet und einer forcierten Abkühlung weisen die Gefügephasen im Wesentlichen eine ungeordnete Atomstruktur auf.

[0029] Wenn beim Herstellungsverfahren das Bauteil nach einer Folgeglühung mindestens einer Stabilisierungsglühung unterworfen wird, welche in einem Temperaturbereich von 700°C bis 1000°C, allenfalls oberhalb der Anwendungstemperatur des Bauteiles mit einer Dauer von 60 min bis 1000 min und einer anschließenden Langsam- bzw. Ofenabkühlung mit einer Geschwindigkeit von weniger als 5°C/min, vorzugsweise von weniger als 1°C/min, zur Einstellung bzw. Ausformung der Gefügebestandteile:

ALPHA₂ / GAMMA: Lamellarkorn mit einer Korngröße von 5 μm bis 100 μm mit einem Volumsanteil von 25% bis 98% mit einer (α_2/γ) Lamellen-Feinstruktur vorzugsweise mit einem mittleren Lamellenabstand von 10 nm bis 1 μm

BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 1 μm bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 25%

GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 1 μm bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 50%

erfolgt, können Gefügeausformungen mit wesentlich verbesserten mechanischen Hochtemperatüreigenschaften des Werkstoffes erreicht werden.

[0030] Mittels einer Stabilisierungsglühung mit einer Langsamabkühlung, in welcher eine ausreichende Atomdiffusion erhalten bleibt, erfolgt eine Umwandlung der übersättigten ALPHA₂-Körner in eine lamellare ALPHA₂ / GAMMA-Struktur ohne wesentliche Änderung der Korngröße. Eine Lamellenstruktur in den ehemals übersättigten Gefügekörnern verbessert im hohen Maße die Kriechbeständigkeit des Werkstoffes bei hohen Belastungen im Temperaturbereich um 700°C.

[0031] Das weitere Ziel der Erfindung wird mit einem

endabmessungsnahe Dimensionen aufweisenden Bauteil aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung mit einer chemischen Zusammensetzung gemäß Anspruch 1 oder 2, hergestellt mit einem Gefüge des Werkstoffes, bestehend aus den bei Raumtemperatur eine geordnete Atomstruktur aufweisenden Phasen:

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ ($\gamma, \beta_0, \alpha_2$)
mit einer Ausformung:

10 ALPHA₂: globular übersättigt mit einer Korngröße von 1 μm bis 50 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 50%, die vereinzelte, größere γ -Lamellen mit einer Dicke von > 100 nm enthalten können

15 BETA₀: globular die α_2 -Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 μm bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 50%

20 GAMMA: globular die α_2 -Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 μm bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 60%

erreicht, vorzugsweise eingestellt mit einem Verfahren gemäß Anspruch 1 oder 3, wobei das Material folgende, mechanische Eigenschaften im Bereich von:

• Festigkeit und Bruchdehnung bei Raumtemperatur:

30 $\circ R_{p0.2}$: 650 bis 910 MPa
 $\circ R_m$: 680 bis 1010 MPa
 $\circ A_t$: 0.5% bis 3%

• Festigkeit und Bruchdehnung bei 700°C:

35 $\circ R_{p0.2}$: 520 bis 690 MPa
 $\circ R_m$: 620 bis 970 MPa
 $\circ A_t$: 1% bis 3.5%

40 aufweist.

[0032] Dieses mit hoher Wirtschaftlichkeit der Herstellung geschaffene Bauteil hat eine feine, globulare, homogene Gefügestruktur mit in allen Richtungen gleichem Eigenschaftsprofil des Werkstoffes, welches für eine Vielzahl von Anwendungszwecken vorteilhaft einsetzbar ist.

45 **[0033]** Um eine Verbesserung der mechanischen Materialeigenschaften, insbesondere eine Erhöhung der Kriechbeständigkeit, zu erreichen, ist es von Vorteil, wenn das Bauteil mit einem Gefüge des Werkstoffes aus:

50 ALPHA₂: globular übersättigt, gegebenenfalls geringe γ -Lamellen enthaltend, mit einer Korngröße von 5 μm bis 80 μm mit einem Volumsanteil von 50% bis 95%

55 BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 1 μm bis 20 μm mit einem Volumsanteil von 31% bis

25%
 GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 1 μm bis 20 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 28%

vorzugsweise eingestellt nach einem Verfahren gemäß Anspruch 4 oder 5 gebildet ist, wobei das Material folgende, mechanische Eigenschaften im Bereich von:

- Festigkeit und Bruchdehnung (nach ASTM E8M, EN 2002-1) bei Raumtemperatur:
 - $R_{p0.2}$: 650 bis 940 MPa
 - R_m : 730 bis 1050 MPa
 - A_t : 0.2% bis 2%
- Festigkeit und Bruchdehnung bei 700°C:
 - $R_{p0.2}$: 430 bis 620 MPa
 - R_m : 590 bis 940 MPa
 - A_t : 1% bis 2.5%

aufweist.

[0034] Ein besonderer Vorteil im Hinblick auf eine Duktilität, Festigkeit und Kriechbeständigkeit des Werkstoffes in allen Richtungen in gleichem Maße auf einem hohen Niveau wird erreicht, wenn das Bauteil mit einem Gefüge des Werkstoffes, bestehend aus den Bestandteilen mit einer Ausformung:

ALPHA₂ / GAMMA: Lamellarkorn mit einer Korngröße von 5 μm bis 100 μm mit einem Volumsanteil von 25% bis 98% mit einer (α_2/γ) Lamellen-Feinstruktur vorzugsweise mit einem mittleren Lamellenabstand von 10 nm bis 1 nm
 BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 0.5 μm bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 25%
 GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 0.5 μm bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1% bis 50%

vorzugsweise eingestellt nach einem Verfahren gemäß Anspruch 6 oder 7 gebildet ist, wobei das Material folgende, mechanische Eigenschaften im Bereich von:

- Festigkeit und Bruchdehnung (nach ASTM E8M, EN 2002-1) bei Raumtemperatur:
 - $R_{p0.2}$: 710 bis 1020 MPa
 - R_m : 800 bis 1250 MPa
 - A_t : 0.8% bis 4%
- Festigkeit und Bruchdehnung bei 700°C:

- $R_{p0.2}$: 540 bis 760 MPa
- R_m : 630 bis 1140 MPa
- A_t : 1 % bis 4.5%

5 aufweist.

[0035] Im Folgenden soll die Erfindung anhand lediglich eine Legierungszusammensetzung umfassenden Bildern näher erläutert werden.

[0036] Es zeigen:

10

Fig. 1 Gefügeausbildung in Abhängigkeit von der Temperatur und der Aluminiumkonzentration mit vom Fachmann verwendeten Temperaturbereichsangaben (Prinzipschaubild)

15

Fig. 2 Gefüge der Ti-Al-Basislegierung nach einer Massivumformung und anschließender Abkühlung

Fig. 3

Gefüge der Legierung nach einer Glühung im Bereich der eutektoiden Temperatur (T_{eu}) und Abkühlung

20

Fig. 4 Gefüge der Legierung nach einer Glühung bei Alpha-Transus-Temperatur (T_α)

Fig. 5

Gefüge der Legierung nach einer Stabilisierungsglühung

25

[0037] In Fig. 1 sind schematisch die Gefügeausformungen von Titan-Aluminium-Basislegierungen in Abhängigkeit von der Temperatur und der Aluminiumkonzentration dargestellt. Weiters sind die vom Fachmann verwendeten Temperaturangaben ersichtlich.

30

[0038] Die in den Fig. 2 bis Fig. 5 dargestellten Gefügeausformungen stammen aus einer Versuchsreihe mit einer Legierung Ti, 43.2 At.-% Al, 4 At.-% Nb, 1 At.-% Mo, 0.1 At.-% B.

35

[0039] Diese Legierung hat eine eutektoiden Temperatur von $T_{eu} = 1165^\circ\text{C} \pm 7^\circ\text{C}$ und eine Alpha-Transus-Temperatur $T_\alpha = 1243^\circ\text{C} \pm 7^\circ\text{C}$, welche Temperaturen mit der Differentialthermoanalyse bestimmt wurden.

40

[0040] Die Gefügebilder wurden mit einer 200-fachen Vergrößerung am Rasterelektronenmikroskop im Elektronenrückstreukontrast aufgenommen.

45

[0041] Fig. 2 zeigt das Gefüge des Werkstoffes nach einer Verformung in einem Gesenk mit einem Umformgrad von $\phi = 0.7$ mit einer Umformgeschwindigkeit von 1.0 mm/sec und einer Abkühlung an Luft. Infolge der Massivumformung weist nach Abkühlung des Teiles dieses eine typische gerichtete Verformungstextur auf und zeigt als Bestandteile gerichtete GAMMA-BETA₀-ALPHA₂-Körner.

50

[0042] Fig. 3 zeigt das Gefüge des verformten Teiles nach einer Wärmebehandlung im Bereich der eutektoiden Temperatur (T_{eu}) im vorliegenden Fall bei 1150°C, gefolgt von einer Abkühlung.

55

[0043] Das Gefüge bestand aus globularen ALPHA₂-Körnern mit einer Korngröße (gemessen als Durchmesser des kleinsten umschreibenden Kreises) von $3.2 \mu\text{m} \pm 1.9 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von ca. 25% aus globularen BETA₀-Körnern mit einer Korngröße

von $3.7 \mu\text{m} \pm 2.1 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von ca. 26% und aus globularen GAMMA-Körnern mit einer Korngröße von $5.7 \mu\text{m} \pm 2.4 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von 49%.

[0044] In Fig. 4 ist das Gefüge des verformten und nachfolgend bei 1150°C geglühten und abgekühlten Teiles nach einer Folgeglühung im Bereich der Alpha-Transus-Temperatur (T_α) im gegebenen Fall bei einer Temperatur von 1240°C und einer Abkühlung von dieser auf 700°C in 5 min und weiterer Abkühlung an Luft dargestellt.

[0045] Die ermittelten Gefügebestandteile waren: ALPHA₂-Körner in globularer Ausformung mit einer Korngröße von $11.0 \mu\text{m} \pm 5.8 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von 73%, globulare BETA₀-Körner mit einer Korngröße von $4.5 \mu\text{m} \pm 2.6 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von 11% und globulare GAMMA-Körner mit einer Korngröße von $4.2 \mu\text{m} \pm 2.2 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von 16%.

[0046] Fig. 5 zeigt das Gefüge des verformten Teiles nach einer Feinkornglühung im eutektoiden Temperaturbereich (T_{eu}), eine Hochtemperaturglühung im ($\alpha+\beta+\gamma$)-Phasenraum bzw. einer Alpha-Transus-Glühung (T_α) bei 1240°C und einer forcierten Abkühlung gefolgt von einer Stabilisierungsglühung in gegebenem Fall bei 875°C mit anschließender Langsamabkühlung mit einer Geschwindigkeit von $2^\circ\text{C}/\text{min}$.

[0047] An dieser Stelle soll festgestellt werden, dass durch Variationen der Glüh Temperatur und/oder der Glühzeit die Mikrostruktur des Gefüges und das Eigenschaftsprofil des Werkstoffes einstellbar sind.

[0048] Nach obiger Wärmebehandlung bestand das Gefüge aus globularen ALPHA₂/GAMMA-Körnern mit lamellarer α/γ -Struktur mit einer Korngröße von $7.1 \mu\text{m} \pm 3.8 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von 64% aus globularen BETA₀-Körnern mit einer Korngröße von $2.3 \mu\text{m} \pm 2.2 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von 13% und aus globularen GAMMA-Phasen mit einer Korngröße von $2.7 \mu\text{m} \pm 2.1 \mu\text{m}$ mit einem Volumsanteil von 23%.

[0049] Wie auch die übrigen Proben von Versuchsreihen wurden an diesem Teil die wichtigsten mechanischen Eigenschaften gemessen. Bei Raumtemperatur lagen die Festigkeitswerte $R_{p0.2}$ über 720 MPa, R_m über 810 MPa und die Bruchdehnung über 1.6%.

[0050] Bei 700°C wurde im Kriechversuch (ASTME139 bzw. EN2005-5) bei einer Prüfspannung in der Probe von 250 MPa und einer Beanspruchungsdauer von 100 Std. ein Wert A_p von kleiner 0.65% ermittelt.

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Bauteiles aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung, bei welchem in einem ersten Schritt ein schmelz- oder pulvermetallurgisch gefertigtes Vormaterial mit einer chemischen Zusammensetzung von in At.-%:

Aluminium (Al)	41	bis	48
wahlweise			
Niob (Nb)	4	bis	9
Molybdän (Mo)	0.1	bis	3.0
Mangan (Mn)		bis	2.4
Bor (B)		bis	1.0
Silicium (Si)	bis	1.0	
Kohlenstoff (C)		bis	1.0
Sauerstoff (O)		bis	0.5
Stickstoff (N)	bis	0.5	

Titan und Verunreinigungen als Rest, hergestellt und dieses Vormaterial bei einer Druckerhöhung auf mindestens 150 MPa bei einer Temperatur von mindestens 1000°C nach Durchwärmung während einer Zeitdauer von mindestens 60 min isostatisch zu einem Rohteil gepresst wird, wonach in einem zweiten Schritt das HIP-Rohteil einer Warmformgebung durch eine Schnell-Massivumformung mit einer Geschwindigkeit von größer $0.4 \text{ mm}/\text{sec}$ und einer Umformung durch Stauchen gemessen als lokale Dehnung φ von größer 0.3, wobei φ wie folgt definiert ist:

$$\varphi = \ln(h_f/h_o)$$

h_f = Höhe des Werkstückes nach dem Stauchen
 h_o = Höhe des Werkstückes vor dem Stauchen

oder einem anderen Umformverfahren mit gleich hoher Mindestverformung, insbesondere durch Schmieden bei einer Temperatur im Bereich von 1000 bis 1350°C unter Ausformung eines Bauteiles mit einer nachfolgenden Abkühlung desselben, wobei die Zeitspanne bis zum Erreichen einer Temperatur von 700°C höchstens 10 min beträgt, unterworfen wird, wobei ein Gefüge, welches nur in geringen Teilbereichen dynamisch erholt oder rekristallisiert sein kann, im Wesentlichen jedoch ein Verformungsgefüge mit hohem

Rekristallisationsenergiepotential aufweist, gebildet wird, wonach das Bauteil für ein Einstellen gewünschter Werkstoffeigenschaften in einem dritten Schritt einer Wärmebehandlung unterworfen wird, bei welcher im Bereich der eutektoiden Temperatur (T_{eu}) der Legierung, insbesondere von 1010 bis 1180°C in einer Zeitspanne von 30 bis 1000 min aus dem Verformungsgefüge, aufgrund der gespeicherten Verformungsenergie und der Triebkraft zur Gefügeumbildung, welche aus dem chemischen Phasenungleichgewicht nach dem Verformen und Abkühlen besteht, nach einem Abkühlen an Luft eine homogene, feinglobulare Mikrostruktur, gebildet aus den bei Raumtemperatur eine geordnete Atomstruktur

tur aufweisenden Phasen:

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ (γ,β₀,α₂) mit einer Ausformung:

ALPHA₂: globular mit einer Korngröße von 1 bis 50 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%, die vereinzelte, gröbere γ-Lamellen mit einer Dicke von > 100 nm enthalten können
 BETA₀: globular die α₂-Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%
 GAMMA: globular die α₂-Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%

gebildet werden, und in einem nachgeordneten Schritt wahlweise mindestens eine weitere Wärmebehandlung, insbesondere Folgeglühung und/oder Stabilisierungsglühung des Bauteiles, erfolgt (erfolgen).

2. Verfahren zur Herstellung eines Bauteiles aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung, bei welchem in einem ersten Schritt ein schmelz- oder pulvermetallurgisch gefertigtes Vormaterial mit einer chemischen Zusammensetzung von in At.-%:

Al	42	bis	44.5
wahlweise			
Nb	3.5	bis	4.5
Mo	0.5	bis	1.5
Mn		bis	2.2
B	0.05	bis	0.2
Si	0.001	bis	0.01
C	0.001	bis	1.0
O	0.001	bis	0.1
N	0.0001	bis	0.02

Titan und Verunreinigungen als Rest, hergestellt und dieses Vormaterial bei einer Druckerhöhung auf mindestens 150 MPa bei einer Temperatur von mindestens 1000°C nach Durchwärmung während einer Zeitdauer von mindestens 60 min isostatisch zu einem Rohteil gepresst wird, wonach in einem zweiten Schritt das HIP-Rohteil einer Warmformgebung durch eine Schnell-Massivumformung mit einer Geschwindigkeit von größer 0.4 mm/sec und einer Umformung durch Stauchen gemessen als lokale Dehnung φ von größer 0.3, wobei φ wie folgt definiert ist:

$$\phi = \ln(h_f/h_o)$$

h_f = Höhe des Werkstückes nach dem Stauchen
 h_o = Höhe des Werkstückes vor dem Stauchen

oder einem anderen Umformverfahren mit gleich hoher Mindestverformung, insbesondere durch Schmieden bei einer Temperatur im Bereich von 1000 bis 1350°C unter Ausformung eines Bauteiles mit einer nachfolgenden Abkühlung desselben, wobei die Zeitspanne bis zum Erreichen einer Temperatur von 700°C höchstens 10 min beträgt, unterworfen wird, wobei ein Gefüge, welches nur in geringen Teilbereichen dynamisch erholt oder rekristallisiert sein kann, im Wesentlichen jedoch ein Verformungsgefüge mit hohem Rekristallisationsenergiepotential aufweist, gebildet wird, wonach das Bauteil für ein Einstellen gewünschter Werkstoffeigenschaften in einem dritten Schritt einer Wärmebehandlung unterworfen wird, welche mit einer Zeitspanne von 30 bis 600 min im Bereich der eutektoiden Temperatur (T_{eu}) der Legierung, insbesondere von 1040 bis 1170°C erfolgt, wobei aus dem Verformungsgefüge nach einem Abkühlen an Luft eine homogene, feinglobulare Mikrostruktur, bestehend aus den bei Raumtemperatur eine geordnete Atomstruktur aufweisenden Phasen: GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ (γ,β₀,α₂) mit einer Ausformung:

ALPHA₂: globular mit einer Korngröße von 1 bis 10 μm mit einem Volumsanteil von 10 bis 35% die vereinzelte, gröbere γ-Lamellen mit einer Dicke von > 100 nm enthalten können
 BETA₀: globular die α₂-Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 10 μm mit einem Volumsanteil von 15 bis 45%
 GAMMA: globular die α₂-Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 10 μm mit einem Volumsanteil von 15 bis 60%

gebildet wird, und wahlweise in einem nachgeordneten Schritt mindestens eine weitere Wärmebehandlung, insbesondere Folgeglühung und/oder Stabilisierungsglühung des Bauteiles, erfolgt (erfolgen).

3. Verfahren nach Anspruch 1, bei welchem das Bauteil mit einer im dritten Schritt geschaffenen Feinstruktur zur Einstellung von optimierten Hochtemperaturwerkstoffeigenschaften mindestens einer Folgeglühung unterworfen wird, welche im Bereich nahe der Alpha-Transus-Temperatur (T_α) der Legierung im Dreiphasenraum (Alpha, Beta, Gamma) während einer Zeitdauer von mindestens 30 bis max. 6000 min erfolgt, wonach das Teil in einer Zeitspanne von weniger als 10 min auf eine Temperatur von 700°C und anschließend weiter vorzugsweise an Luft abgekühlt wird und derart eine Phasenausformung:

ALPHA₂: globular übersättigt, gegebenenfalls gering feine γ-Lamellen enthaltend, mit einer Korngröße von 5 bis 100 μm mit einem Volum-

santeil von 25 bis 98% BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 25 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 25%

GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 25 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%

gebildet wird.

4. Verfahren nach Anspruch 2, bei welchem das Bauteil mit einer im dritten Schritt geschaffenen Feinstruktur zur Einstellung von optimierten Hochtemperaturwerkstoffeigenschaften mindestens einer Folgeglühung unterworfen wird, welche im Bereich nahe der Alpha-Transus-Temperatur (T_α) der Legierung im Dreiphasenraum (Alpha, Beta, Gamma) während einer Zeitdauer von mindestens 30 bis max. 6000 min erfolgt, wonach das Teil in einer Zeitspanne von weniger als 10 min auf eine Temperatur von 700°C und anschließend weiter, vorzugsweise an Luft, abgekühlt wird und derart eine Phasenausformung:

ALPHA₂: globular übersättigt, gegebenenfalls gering feine γ-Lamellen enthaltend, mit einer Korngröße von 5 bis 80 µm mit einem Volumsanteil von 50 bis 98%

BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 20 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 25%

GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 20 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 28%.

gebildet wird.

5. Verfahren nach Anspruch 3, bei welchem das Bauteil nach einer Folgeglühung gemäß Anspruch 3 mind. einer Stabilisierungsglühung unterworfen wird, welche in einem Temperaturbereich von 700 bis 1000°C, allenfalls oberhalb der Anwendungstemperatur des Bauteiles mit einer Dauer von 60 bis 1000 min und einer anschließenden Langsam- bzw. Ofenabkühlung mit einer Geschwindigkeit von weniger als 5°C/min, vorzugsweise von weniger als 1°C/min, zur Einstellung bzw. Ausformung der Gefügebestandteile:

ALPHA₂/GAMMA: Lamellarkorn mit einer Korngröße von 5 bis 100 µm mit einem Volumsanteil von 25 bis 98% mit einer (α_2/γ) Lamellen-Feinstruktur vorzugsweise mit einem mittleren Lamellenabstand von 10 nm bis 1 µm

BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 25 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 25%

GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 25 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%

erfolgt.

6. Verfahren nach Anspruch 4, bei welchem das Bauteil nach einer Folgeglühung gemäß Anspruch 4 min-

destens einer Stabilisierungsglühung unterworfen wird, welche in einem Temperaturbereich von 700 bis 1000°C, allenfalls oberhalb der Anwendungstemperatur des Bauteiles mit einer Dauer von 60 bis 1000 min und einer anschließenden Langsam- bzw. Ofenabkühlung mit einer Geschwindigkeit von weniger als 5°C/min, vorzugsweise von weniger als 1°C/min, zur Einstellung bzw. Ausformung der Gefügebestandteile:

ALPHA₂/GAMMA: Lamellarkorn mit einer Korngröße von 5 bis 80 µm mit (α_2/γ) Lamellen-Feinstruktur vorzugsweise, mit einem mittleren Lamellenabstand von 10 bis 30 nm, und mit einem Volumsanteil von 45 bis 90%

BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 20 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 25%

GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 20 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 25%

erfolgt.

7. Bauteil aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung mit einer chemischen Zusammensetzung gemäß Anspruch 1 oder 2, hergestellt mit endabmessungsnahen Dimensionen, erhältlich mit einem Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, mit einem Gefüge des Werkstoffes, bestehend aus den bei Raumtemperatur eine geordnete Atomstruktur aufweisenden Phasen:
GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ ($\gamma, \beta_0, \alpha_2$)
mit einer Ausformung:

ALPHA₂: globular mit einer Korngröße von 1 bis 50 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%, die vereinzelte, gröbere γ-Lamellen mit einer Dicke von > 100 nm enthalten können

BETA₀: globular die α_2 -Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 25 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%

GAMMA: globular die α_2 -Phase umgebend, mit einer Korngröße von 1 bis 25 µm mit einem Volumsanteil von 1 bis 60%

erhältlich mit einem Verfahren gemäß Anspruch 1 oder 2, wobei das Material folgende, mechanische Eigenschaften im Bereich von:

- Festigkeit und Bruchdehnung bei Raumtemperatur:

- R_{p0.2}: 650 bis 910 MPa
- R_m: 680 bis 1010 MPa
- A_t: 0.5 bis 3%

- Festigkeit und Bruchdehnung bei 700°C:

- R_{p0.2}: 520 bis 690 MPa

- R_m : 620 bis 970 MPa
- A_t : 1 bis 3.5%

aufweist.

8. Bauteil aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung mit einer chemischen Zusammensetzung gemäß Anspruch 1 oder 2, hergestellt mit endabmessungsnahen Dimensionen, mit einem Gefüge des Werkstoffes bestehend aus:

ALPHA₂: globular übersättigt, gegebenenfalls gering feine γ -Lamellen enthaltend, mit einer Korngröße von 5 bis 80 μm mit einem Volumsanteil von 50 bis 95% BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 20 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 25%
 GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 1 bis 20 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 28%

eingestellt nach einem Verfahren gemäß Anspruch 3 oder 4, wobei das Material folgende, mechanische Eigenschaften im Bereich von:

- Festigkeit und Bruchdehnung (nach ASTM E8M, EN 2002-1) bei Raumtemperatur:

- $R_{p0.2}$: 650 bis 940 MPa
- R_m : 730 bis 1050 MPa
- A_t : 0.2 bis 2%

- Festigkeit und Bruchdehnung bei 700°C:

- $R_{p0.2}$: 430 bis 620 MPa
- R_m : 590 bis 940 MPa
- A_t : 1 bis 2.5%

aufweist.

9. Bauteil aus einer Titan-Aluminium-Basislegierung mit einer chemischen Zusammensetzung gemäß Anspruch 1 oder 2, hergestellt mit abmessungsnahen Dimensionen, mit einem Gefüge des Werkstoffes, bestehend aus den Bestandteilen mit einer Ausformung:

ALPHA₂ / GAMMA: Lamellarkorn mit einer Korngröße von 5 bis 100 μm mit einem Volumsanteil von 25 bis 98% mit einer (α_2/γ) Lamellen-Feinstruktur vorzugsweise mit einem mittleren Lamellenabstand von 10 bis 1 nm
 BETA₀: globular, mit einer Korngröße von 0.5 bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 25%
 GAMMA: globular, mit einer Korngröße von 0.5 bis 25 μm mit einem Volumsanteil von 1 bis 50%

eingestellt nach einem Verfahren gemäß Anspruch 5 oder 6, wobei das Material folgende, mechanische

Eigenschaften im Bereich von:

- Festigkeit und Bruchdehnung (nach ASTM E8M, EN 2002-1) bei Raumtemperatur:

- $R_{p0.2}$: 710 bis 1020 MPa
- R_m : 800 bis 1250 MPa
- A_t : 0.8 bis 4%

- Festigkeit und Bruchdehnung bei 700°C:

- $R_{p0.2}$: 540 bis 760 MPa
- R_m : 630 bis 1140 MPa
- A_t : 1 bis 4.5%

aufweist.

Claims

1. Method for the production of a component made of a titanium-aluminum base alloy, in which, in a first step, a primary material which has been produced by melting or powder metallurgy and has a chemical composition in At.-% of:

Aluminum (Al)	41 to 48
optionally	
Niobium (Nb)	4 to 9
Molybdenum (Mo)	0.1 to 3.0
Manganese (Mn)	to 2.4
Boron (B)	to 1.0
Silicon (Si)	to 1.0
Carbon (C)	to 1.0
Oxygen (O)	to 0.5
Nitrogen (N)	to 0.5

Titanium and impurities as the remainder, wherein this primary material is isostatically pressed into a blank under a pressure increase to at least 150 MPa at a temperature of at least 1000 °C after heating for a period of at least 60 min, whereupon, in a second step, the HIP blank is subjected to a thermoforming process by means of rapid-forming though a rapid mass forming at a rate greater than 0.4 mm/sec and a forming by compression measured as a local strain φ of greater than 0.3, where φ is defined as follows:

$$\Phi = \ln (h_f / h_o)$$

h_f = height of the workpiece after compression
 h_o = height of the workpiece before compression

or another forming method with an equally high min-

imum forming, in particular by forging at a temperature in the range from 1000 to 1350 °C, to form a component with a subsequent cooling thereof, wherein the time until a temperature of 700 °C. is reached is at most 10 min, wherein a structure which may only be dynamically recovered or recrystallized in small subregions, but substantially has a forming structure with high recrystallization energy potential, wherein the component is subjected to heat treatment in a third step for the adjustment of desired material properties, which in the region of the eutectoid temperature (T_{eu}) of the alloy, in particular from 1010 to 1180 °C, over a period of 30 to 1000 min from the forming structure, due to the stored forming energy and the driving force to the structural change, which consists of the chemical phase equilibrium after the forming and cooling, after cooling in air, a homogeneous fine-globular microstructure, formed from the phases having an ordered atomic structure at room temperature:

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ (γ , β_0 , α_2)
having a formation:

ALPHA₂: globular with a grain size of 1 to 50 μm with a volume fraction of 1 to 50%, which may contain isolated, coarser γ -lamellae with a thickness > 100 nm BETA₀: globular surrounding the α_2 phase with a grain size of 1 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 50%

GAMMA: Globular surrounding the α_2 phase with a grain size of 1 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 50%

wherein, in a subsequent step, at least one further heat treatment, in particular subsequent annealing and/or stabilizing annealing of the component, takes place.

2. Method for the production of a component from a titanium-aluminum base alloy, wherein, in a first step, a primary material which has been produced by melting or powder metallurgy and has a chemical composition in At.-% of at least.

Al	42 to 44.5
optionally	
Nb	3.5 to 4.5
Mo	0.5 to 1.5
Mn	to 2.2
B	0.05 to 0.2
Si	0.001 to 0.01
C	0.001 to 1.0
O	0.001 to 0.1
N	0.0001 to 0.02

Titanium and impurities as the remainder,

wherein this preliminary material is isostatically pressed into a blank at a pressure increase of at least 150 MPa at a temperature of at least 1000 °C after heating for a period of at least 60 minutes, whereupon, in a second step, the hot blank is subjected to a hot forming process by means of rapid-forming though rapid mass forming at a rate greater than 0.4 mm/sec and forming by compression measured as a local strain ϕ greater than 0.3, where ϕ is defined as follows:

$$\Phi = \ln (h_f / h_o)$$

h_f = height of the workpiece after compression
 h_o = height of the workpiece before compression

or another forming method with an equally high minimum forming, in particular by forging at a temperature in the range from 1000 to 1350° C to form a component with subsequent cooling thereof, wherein the time until a temperature of 700 °C is reached is at most 10 min, wherein a structure which may be dynamically recovered or recrystallized only in small subregions, but essentially has a forming structure with a high recrystallization energy potential, after which the component is subjected to heat treatment in a third step in the range of the eutectoid temperature (T_{eu}) of the alloy, in particular from 1040 to 1170 °C over a period of 30 to 600 min, for adjusting the desired material properties in a third step, wherein from the forming structures after cooling in air, a homogeneous, fine-lobular microstructure is produced consisting of the phases having an ordered atomic structure at room temperature:

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ (γ , β_0 , α_2)
having a formation:

ALPHA₂: globular with a grain size of 1 to 10 μm with a volume fraction of 1 to 35%, which may contain isolated coarser γ -lamellae with a thickness of > 100 nm BETA₀: globular surrounding the α_2 phase with a grain size of 1 to 10 μm with a volume fraction of 15 to 45%

GAMMA: globular surrounding the α_2 phase with a grain size of 1 to 10 μm with a volume fraction of 15 to 60%

wherein, optionally, at least one further heat treatment, in particular subsequent annealing and/or stabilizing annealing of the component, takes place in a subordinate step.

3. Method according to claim 1, wherein the component with a fine structure produced in the third step for the adjustment of optimum high temperature material properties is subjected to at least a following anneal-

ing in the range near the alpha transus temperature (T_0) of the alloy in the three phases (Alpha, Beta, Gamma) during a time period of at least 30 to maximum of 6000 min, after which the part is cooled to a temperature of 700 °C in a period of less than 10 min and then further preferably in air, and a phase forming in this way:

ALPHA₂: globular supersaturated, optionally containing small fine γ -lamellae, with a grain size of 5 to 100 μm with a volume fraction of 25 to 98%

BETA₀: globular, with a grain size of 1 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 25% GAMMA: globular, with a grain size of 1 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 50%.

4. Method according to claim 2, wherein the component having a fine structure created in the third step for the adjustment of optimized high temperature properties, is subjected to at least one subsequent annealing which is carried out in the region close to the alpha transus temperature (T_0) of the alloy in the three-phase space (Alpha, Beta, Gamma) for a period of at least 30 to a maximum of 6000 min, after which the part is cooled to a temperature of 700 °C over a period of less than 10 min and then further, preferably in air, and a phase forming in such a way:

ALPHA₂: globular super saturated, optionally containing small fine γ -lamellae, with a grain size of 5 to 80 μm with a volume fraction of 50 to 98% BETA₀: globular, with a grain size of 1 to 20 μm with a volume fraction of 1 to 25% GAMMA: globular, with a grain size of 1 to 20 μm with a volume fraction of 1 to 28%.

5. Method according to claim 3, wherein the component is subjected to at least one stabilizing annealing after a subsequent annealing according to claim 3, which is carried out in a temperature range from 700 to 1000 °C, possibly above the application temperature of the component with a duration of 60 to 1000 min, and a subsequent slow or furnace cooling at a rate of less than 5 °C/min, preferably less than 1 °C/min, for setting or shaping the structural constituents:

ALPHA₂/GAMMA: Lamellar grain with a grain size of 5 to 100 μm with a volume fraction of 25 to 98%, and an (α_2/γ) lamellar fine structure, preferably with a mean lamellar spacing of 10 nm to 1 μm

BETA₀: globular, with a grain size of 1 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 25% GAMMA: globular, with a grain size of 1 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 50%.

6. Method according to claim 4, wherein the component

is subjected to at least one stabilizing annealing after a subsequent annealing according to claim 4, which is carried out in a temperature range of from 700 to 1000 °C, possibly above the application temperature of the component with a duration of 60 to 1000 min, and followed by slow or furnace cooling at a rate of less than 5 °C/min, preferably of less than 1 °C/min, for setting or shaping the structural components:

ALPHA₂/GAMMA: Lamellar grain with a grain size of 5 to 80 μm with an (α_2/γ) lamellar fine structure, preferably with a mean lamellar spacing of 10 to 30 nm and with a volume fraction of 45 to 90%

BETA₀: globular, with a grain size of 1 to 20 μm with a volume fraction of 1 to 25% GAMMA: globular, with a grain size of 1 to 20 μm with a volume fraction of 1 to 25%.

7. Component made of a titanium-aluminum base alloy with a chemical composition according to claim 1 or 2, produced with dimensions close to the final dimensions, obtainable by a method according to claim 1 or 2 with a structure of the material comprising the ordered atomic structure at room temperature phases:

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ (γ , β_0 , α_2) with a formation:

ALPHA₂: globular with a grain size of 1 to 50 μm with a volume fraction of 1 to 50%, which may contain isolated, coarser γ -lamellae with a thickness > 100 nm BETA₀: globular surrounding the α_2 phase, with a grain size of 1 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 50%

GAMMA: globularly surrounding the α_2 phase, with a grain size of 1 to 25 μm , with a volume fraction of 1 to 60%,

obtainable by a method according to claim 1 or 2, wherein the material has the following mechanical properties in the range of:

- Strength and elongation at break at room temperature:

- $R_{p0.2}$: 650 to 910 MPa
- R_m : 680 to 1010 MPa
- A_t : 0.5 to 3%

- Strength and elongation at break at 700 °C:

- $R_{p0.2}$: 520 to 690 MPa
- R_m : 620 to 970 MPa
- A_t : 1 to 3.5%.

8. Component made of a titanium-aluminum base alloy

with a chemical composition according to claim 1 or 2, produced with dimensions close to the final dimensions, with a microstructure of the material consisting of:

ALPHA₂: globular super saturated, optionally containing small fine γ -lamellae, with a grain size of 5 to 80 μm with a volume fraction of 50 to 95%
 BETA₀: globular, with a grain size of 1 to 20 μm with a volume fraction of 1 to 25%
 GAMMA: globular, with a grain size of 1 to 20 μm with a volume fraction of 1 to 28% adjusted by a method according to claim 3 or 4, wherein said material has the following mechanical properties in the range of:

- Strength and elongation at break (according to ASTM E8M, EN 2002-1) at room temperature:

- R_{p0.2}: 650 to 940 MPa
- R_m: 730 to 1050 MPa
- A_t: 0.2 to 2%

- Strength and elongation at break at 700 °C:

- R_{p0.2}: 430 to 620 MPa
- R_m: 590 to 940 MPa
- A_t: 1 to 2.5%.

9. Component made of a titanium-aluminum base alloy with a chemical composition according to claim 1 or 2, produced with dimensions close to the final dimensions, with a microstructure of the material consisting of the components with a shaping:

ALPHA₂/GAMMA: Lamellar grain with a grain size of 5 to 100 μm with a volume fraction of 25 to 98% with an (α_2/γ) lamellar fine structure, preferably with a mean lamellar spacing of 10 to 1 nm
 BETA₀: globular, with a grain size of 0.5 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 25%
 GAMMA: globular, with a grain size of 0.5 to 25 μm with a volume fraction of 1 to 50% adjusted by a method according to claim 5 or 6, wherein the material has the following mechanical properties in the range of:

- Strength and elongation at break (according to ASTM E8M, EN 2002-1) at room temperature:

- R_{p0.2}: 710 to 1020 MPa
- R_m: 800 to 1250 MPa
- A_t: 0.8 to 4%

- Strength and elongation at break at 700 °C:

- R_{p0.2}: 540 to 760 MPa
- R_m: 630 to 1140 MPa
- A_t: 1 to 4.5% having.

5

Revendications

1. Procédé de fabrication d'un composant à partir d'un alliage à base de titane-aluminium, dans lequel, dans une première étape, on fabrique un produit primaire, obtenu par la métallurgie des poudres ou la métallurgie de fusion, ayant une composition chimique, en % en atomes :

aluminium (Al)	41 à 48
au choix	
niobium (Nb)	4 à 9
molybdène (Mo)	0,1 à 3,0
manganèse (Mn)	jusqu'à 2,4
bore (B)	jusqu'à 1,0
silicium (Si)	jusqu'à 1,0
carbone (C)	jusqu'à 1,0
oxygène (O)	jusqu'à 0,5
azote (N)	jusqu'à 0,5

le reste étant constitué de titane et d'impuretés, on presse par pressage isostatique, pour obtenir une ébauche, ce produit primaire en présence d'une élévation de la pression à au moins 150 MPa à une température d'au moins 1000°C, par réchauffage à coeur pendant un laps de temps d'au moins 60 min, ce après quoi, dans une deuxième étape, on soumet l'ébauche HIP à un façonnage à chaud, par un formage rapide de pièces massives à une vitesse supérieure à 0,4 mm/s, et à un formage par refoulement, mesuré par une dilatation locale φ supérieure à 0,3, φ étant défini comme suit :

$$\varphi = \ln (h_f/h_o)$$

h_f = hauteur de la pièce en oeuvre après le refoulement

h_o = hauteur de la pièce en oeuvre avant le refoulement

ou à un autre procédé de formage avec une déformation minimale aussi élevée, en particulier par forgeage à une température comprise dans la plage de 1000 à 1350°C, par transformation d'un composant, avec un refroidissement ultérieur de celui-ci, le laps de temps allant jusqu'à ce qu'on atteigne une température de 700°C étant d'au moins 10 min, avec formation d'une structure qui ne peut subir que dans de petites zones partielles une restauration dynamique ou une recristallisation, mais pour l'essentiel

d'une structure de déformation ayant un grand potentiel d'énergie de recristallisation, ce après quoi le composant est, dans une troisième étape, pour ajuster les propriétés souhaitées du matériau, soumis à un traitement thermique, dans lequel, dans la zone de la température eutectoïde (T_{eu}) de l'alliage, en particulier de 1010 à 1180°C, sur un laps de temps de 30 à 1000 min, on forme à partir de la structure de déformation, sur la base de l'énergie de déformation accumulée et de la force motrice de la restructuration, qui est constituée du déséquilibre chimique des phases après la déformation et le refroidissement, et après un refroidissement à l'air, une microstructure homogène globulaire fine, formée à partir des phases présentant à la température ambiante une structure atomique ordonnés :
GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ (γ , β_0 , α_2)
avec la transformation :

ALPHA₂ : globulaire ayant une grosseur de grain de 1 à 50 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 50 %, qui peuvent contenir des lamelles γ individualisées, plus grossières, ayant une épaisseur > 100 nm,

BETA₀ : globulaire, entourant la phase α_2 , ayant une grosseur de grain de 1 à 25 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 50 %,

GAMMA : globulaire, entourant la phase α_2 , ayant une grosseur de grain de 1 à 25 μm et une proportion volumique de 1 à 50 %, et, dans une étape ultérieure, on procède au choix au moins à un traitement thermique supplémentaire, en particulier à un recuit subséquent et/ou à un recuit de stabilisation du composant.

2. Procédé de fabrication d'un composant à partir d'un alliage à base de titane-aluminium, dans lequel, dans une première étape, on fabrique un produit primaire, obtenu par la métallurgie des poudres ou la métallurgie de fusion, ayant une composition chimique, en % en atomes :

Al	42 à 44,5
au choix	
Nb	3,5 à 4,5
Mo	0,5 à 1,5
Mn	jusqu'à 2,2
B	0,05 à 0,2
Si	0,001 à 0,01
C	0,001 à 1,0
O	0,001 à 0,1
N	0,0001 à 0,02

le reste étant constitué de titane et d'impuretés, on presse par pressage isostatique, pour obtenir une

ébauche, ce produit primaire en présence d'une élévation de la pression à au moins 150 MPa à une température d'au moins 1000°C, par réchauffage à coeur pendant un laps de temps d'au moins 60 min, ce après quoi, dans une deuxième étape, on soumet l'ébauche HIP à un façonnage à chaud, par un formage rapide de pièces massives à une vitesse supérieure à 0,4 mm/s, et à un formage par refoulement, mesuré par une dilatation locale ϕ supérieure à 0,3, ϕ étant défini comme suit :

$$\phi = \ln (h_f/h_o)$$

h_f = hauteur de la pièce en oeuvre après le refoulement

h_o = hauteur de la pièce en oeuvre avant le refoulement

ou à un autre procédé de formage avec une déformation minimale aussi élevée, en particulier par forgeage à une température comprise dans la plage de 1000 à 1350°C, par transformation d'un composant, avec un refroidissement ultérieur de celui-ci, le laps de temps allant jusqu'à ce qu'on atteigne une température de 700°C étant d'au moins 10 min, avec formation d'une structure qui ne peut subir que dans de petites zones partielles une restauration dynamique ou une recristallisation, mais pour l'essentiel d'une structure de déformation ayant un grand potentiel d'énergie de recristallisation, ce après quoi le composant est, dans une troisième étape, pour ajuster les propriétés souhaitées du matériau, soumis à un traitement thermique, qui est mis en oeuvre sur un laps de temps de 30 à 600 min dans la plage de la température eutectoïde (T_{eu}) de l'alliage, en particulier de 1040 à 1170°C, ce à l'occasion de quoi il se forme, à partir de la structure de déformation, après un refroidissement à l'air, une microstructure homogène globulaire fine, constituée des phases présentant à la température ambiante une structure atomique ordonnés :

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ (γ , β_2 , α_2)
avec la transformation :

ALPHA₂ : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 10 μm , ayant une proportion volumique de 10 à 35 %, qui peuvent contenir des lamelles γ individualisées plus grossières, ayant une épaisseur > 100 nm,

BETA₀ : globulaire, entourant la phase α_2 , ayant une grosseur de grain de 1 à 10 μm , ayant une proportion volumique de 15 à 45 %,

GAMMA : globulaire, entourant la phase α_2 , ayant une grosseur de grain de 1 à 10 μm , ayant une proportion volumique de 15 à 60 %, et, dans une étape ultérieure, on procède au choix au moins à un traitement thermique supplémentaire, en particulier à un recuit subséquent et/ou à un recuit de stabilisation du composant.

et au choix, dans une étape ultérieure, on procède au moins à un traitement thermique supplémentaire, en particulier à un recuit subséquent et/ou à un recuit de stabilisation.

3. Procédé selon la revendication 1, dans lequel le composant ayant une structure fine obtenue dans la troisième étape est, pour ajuster des propriétés optimisées du matériau à haute température, soumis à au moins un recuit subséquent, qui a lieu dans la plage proche de la température de transus alpha (T_α) de l'alliage dans l'espace triphasique (alpha, bêta, gamma) pendant un laps de temps d'au moins 30 à un maximum de 6000 min, ce après quoi la pièce est, sur un laps de temps inférieur à 10 min, refroidie à une température de 700°C, puis de nouveau refroidie de préférence à l'air, de façon à obtenir la transformation des phases :

ALPHA₂ : globulaire saturé, lamelles γ éventuellement légèrement fines, ayant une grosseur de grain de 5 à 100 μm , ayant une proportion volumique de 25 à 98 %,

BETA₀ : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 25 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 25 %,

GAMMA : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 25 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 50 %.

4. Procédé selon la revendication 2, dans lequel le composant ayant une structure fine obtenue dans la troisième étape est, pour ajuster des propriétés optimisées du matériau à haute température, soumis à au moins un recuit subséquent, qui a lieu dans la plage proche de la température de transus alpha (T_α) de l'alliage dans l'espace triphasique (alpha, bêta, gamma) pendant un laps de temps d'au moins 30 à un maximum de 6000 min, ce après quoi la pièce est, sur un laps de temps inférieur à 10 min, refroidie à une température de 700°C, puis de nouveau refroidie de préférence à l'air, de façon à obtenir la transformation des phases :

ALPHA₂ : globulaire insaturé, contenant éventuellement des lamelles γ faiblement fines, ayant une grosseur de grain de 5 à 80 μm , ayant une proportion volumique de 50 à 98 %,

BETA₀ : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 20 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 25 %,

GAMMA : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 20 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 28 %.

5. Procédé selon la revendication 3, dans lequel la pièce est, après un recuit subséquent selon la revendication 3, soumis à au moins un recuit de stabilisation,

qui est mis en oeuvre dans une plage de températures de 700 à 1000°C, en tout cas au-delà de la température d'utilisation de la pièce, pendant une durée de 60 à 1000 min, et à un refroidissement lent ou au four effectué ensuite, à une vitesse inférieure à 5°C/min, de préférence inférieure à 1°C/min, pour ajuster ou transformer les constituants de la structure :

ALPHA₂/GAMMA : grain lamellaire, ayant une grosseur de grain de 5 à 100 μm , ayant une proportion volumique de 25 à 98 %, ayant une structure fine lamellaire (α_2/γ), de préférence une distance moyenne entre lamelles de 10 nm à 1 μm ,

BETA₀ : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 25 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 25 %,

GAMMA : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 25 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 50 %.

6. Procédé selon la revendication 4, dans lequel la pièce est, après un recuit subséquent selon la revendication 4, soumis à au moins un recuit de stabilisation, qui est mis en oeuvre dans une plage de températures de 700 à 1000°C, en tout cas au-delà de la température d'utilisation de la pièce, pendant une durée de 60 à 1000 min, et à un refroidissement lent ou au four effectué ensuite, à une vitesse inférieure à 5°C/min, de préférence inférieure à 1°C/min, pour ajuster ou former les constituants de la structure :

ALPHA₂/GAMMA : grain lamellaire, ayant une grosseur de grain de 5 à 80 μm , ayant une structure fine de lamelles (α_2/γ), de préférence ayant une distance moyenne entre lamelles de 10 à 30 nm, et ayant une proportion volumique de 45 à 90 %,

BETA₀ : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 20 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 25 %,

GAMMA : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 20 μm , ayant une proportion volumique de 1 à 25 %.

7. Composant en un alliage à base de titane-aluminium, ayant une composition chimique selon la revendication 1 ou 2, fabriqué avec des dimensions proches de dimensions finales, pouvant être obtenu par un procédé selon la revendication 1 ou 2, ayant une structure du matériau consistant en les phases présentant à la température ambiante une structure atomique ordonnée :

GAMMA, BETA₀, ALPHA₂ (γ , β_0 , α_2) avec la transformation :

ALPHA₂ : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 50 µm, ayant une proportion volumique de 1 à 50 %, qui peuvent contenir des lamelles γ individualisées plus grossières, ayant une épaisseur > 100 nm,

BETA₀ : globulaire, entourant la phase α₂, ayant une grosseur de grain de 1 à 25 µm, ayant une proportion volumique de 1 à 50 %,

GAMMA : globulaire, entourant la phase α₂, ayant une grosseur de grain de 1 à 25 µm, ayant une proportion volumique de 1 à 60 %,

pouvant être obtenu par un procédé selon la revendication 1 ou 2, le matériau présentant les propriétés mécaniques suivantes, dans les plages :

• résistance mécanique et allongement à la rupture à la température ambiante :

- R_{p0,2} : 650 à 910 MPa
- R_m : 680 à 1010 MPa
- A_t : 0,5 à 3 %

• résistance mécanique et allongement à la rupture à 700°C

- R_{p0,2} : 520 à 690 MPa
- R_m : 620 à 970 MPa
- A_t : 1 à 3,5 %.

8. Composant en un alliage à base de titane-aluminium, ayant une composition chimique selon la revendication 1 ou 2, fabriqué avec des dimensions proches des dimensions finales, ayant une structure du matériau constituée de :

ALPHA₂ : globulaire saturé, contenant éventuellement des lamelles γ faiblement fines, ayant une grosseur de grain de 5 à 80 µm, ayant une proportion volumique de 50 à 95 %,

BETA₀ : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 20 µm, ayant une proportion volumique de 1 à 25 %,

GAMMA : globulaire, ayant une grosseur de grain de 1 à 20 µm, ayant une proportion volumique de 1 à 28 %,

ajustée par un procédé selon la revendication 3 ou 4, le matériau présentant les propriétés mécaniques suivantes, dans la plage :

• résistance mécanique et allongement à la rupture (selon ASTM E8M, EN 2002-1) à la température ambiante :

- R_{p0,2} : 650 à 940 MPa
- R_m : 730 à 1050 MPa
- A_t : 0,2 à 2 %

• résistance mécanique et allongement à la rupture à 700°C

- R_{p0,2} : 430 à 620 MPa
- R_m : 590 à 940 MPa
- A_t : 1 à 2, 5 %.

9. Composant en un alliage à base de titane-aluminium, ayant une composition chimique selon la revendication 1 ou 2, fabriqué avec des dimensions proches des dimensions, ayant une structure du matériau consistant en les constituants présentant la transformation :

ALPHA₂/GAMMA : grain lamellaire ayant une grosseur de grain de 5 à 100 µm, ayant une proportion volumique de 25 à 98 %, ayant une structure fine de lamelle (α₂/γ), de préférence ayant une distance moyenne entre lamelles de 10 à 1 nm,

BETA₀ : globulaire, ayant une grosseur de grain de 0,5 à 25 µm, ayant une proportion volumique de 1 à 25 %,

GAMMA : globulaire, ayant une grosseur de grain de 0,5 à 25 µm, ayant une proportion volumique de 1 à 50 %,

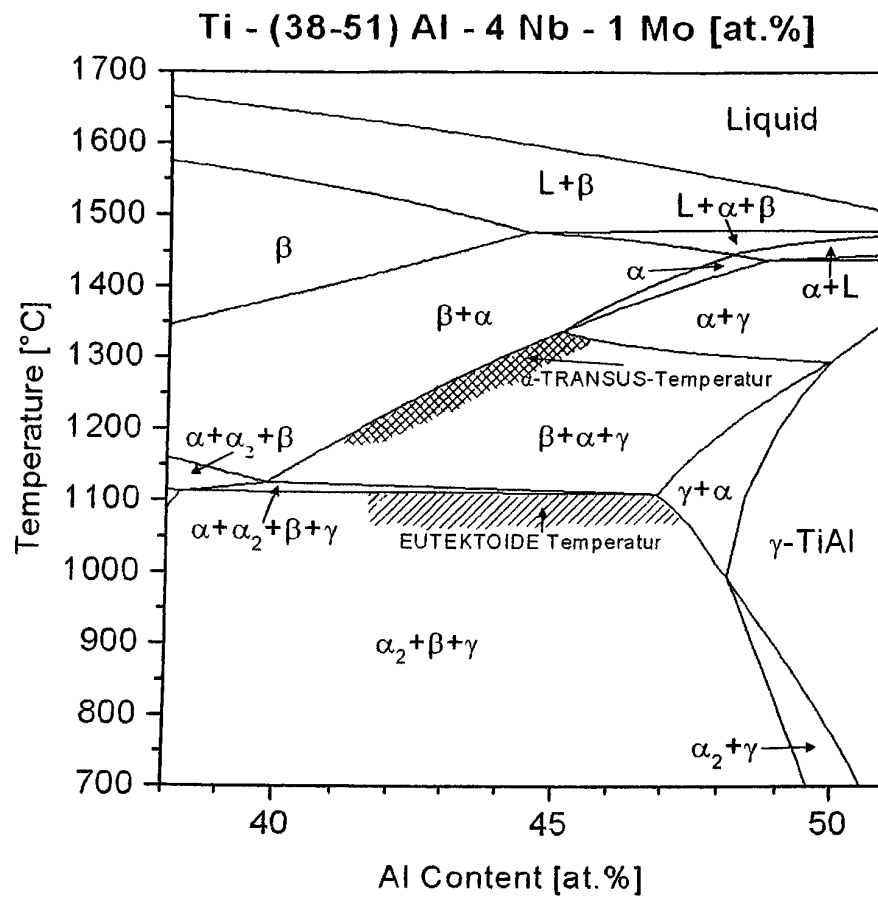
ajustée par un procédé selon la revendication 5 ou 6, le matériau présentant les propriétés mécaniques suivantes, dans la plage :

• résistance mécanique et allongement à la rupture (selon ASTM E8M, EN 2002-1) à la température ambiante :

- R_{p0,2} : 710 à 1020 MPa
- R_m : 800 à 1250 MPa
- A_t : 0,8 à 4 %

• résistance mécanique et allongement à la rupture à 700°C :

- R_{p0,2} : 540 à 760 MPa
- R_m : 630 à 1140 MPa
- A_t : 1 à 4, 5 %.



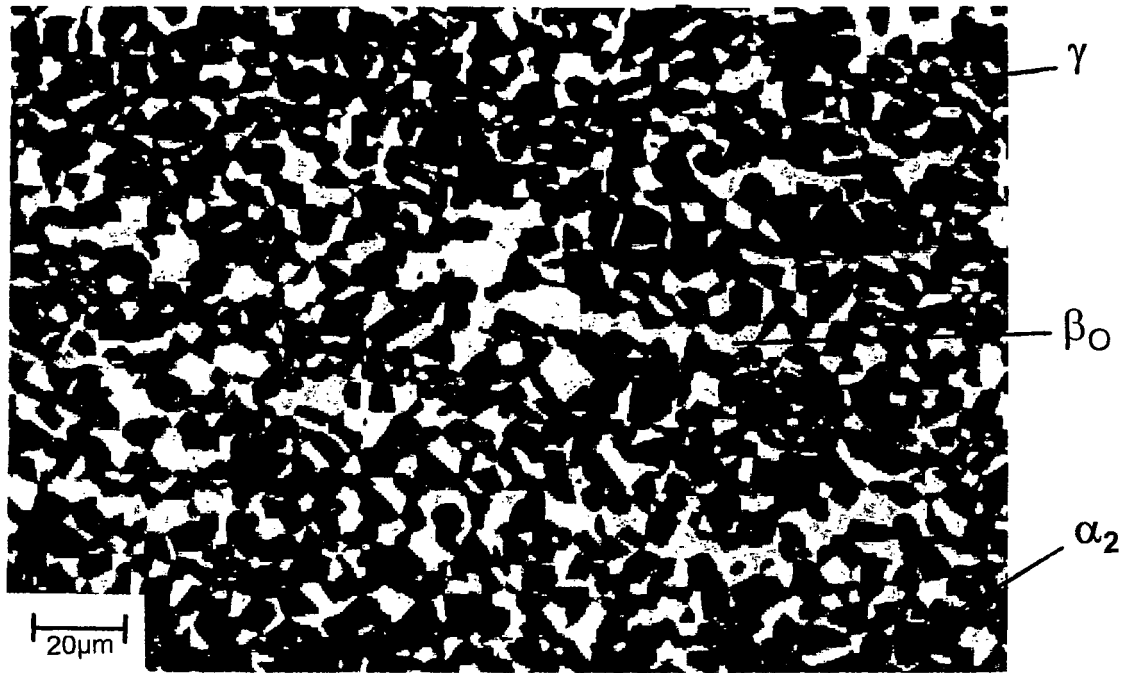


Fig. 3

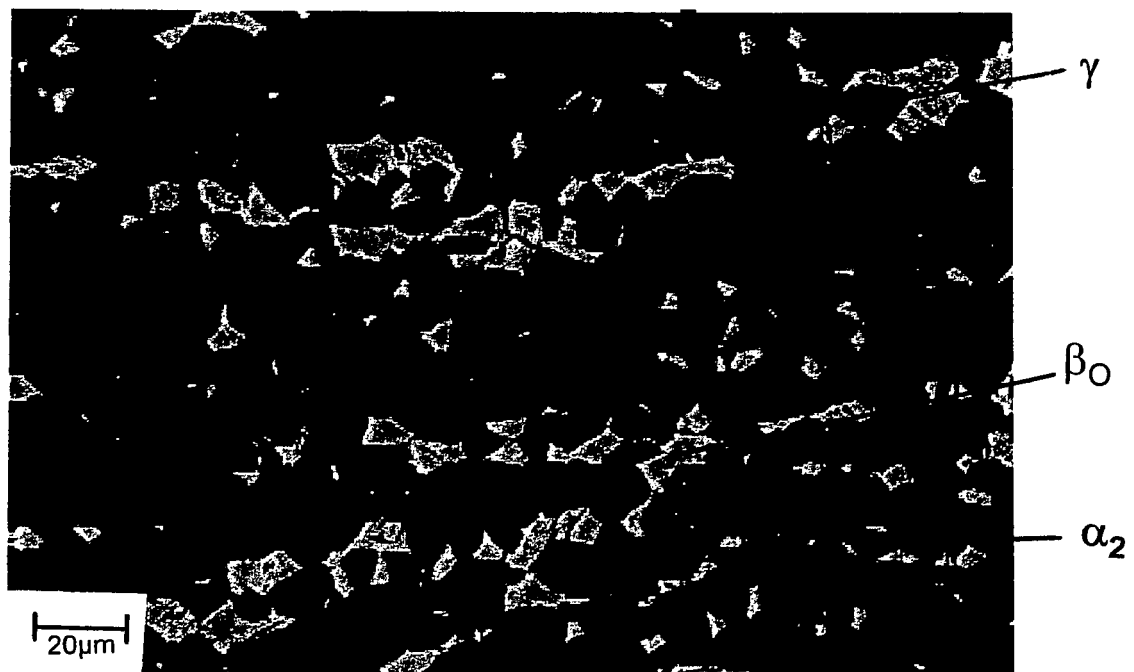


Fig. 4

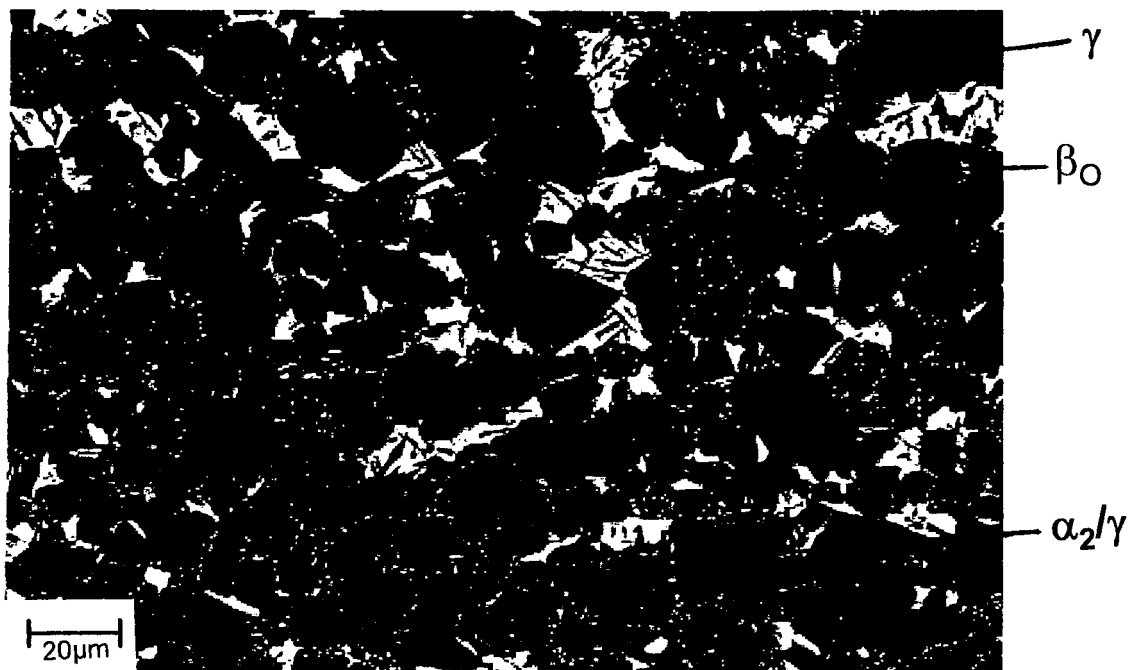


Fig. 5

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

- DE 102004056582 A1 [0011]
- EP 0464366 A [0011]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **SCHMOELZER T et al.** *Phase fractions, transition and ordering temperatures in TiAl-Nb-Mo alloys: An in- and ex-situ study* [0011]
- **CLEMENS H et al.** *In and ex situ investigations of the beta-phase in a Nb and Mo containing gamma-TiAl based alloy* [0011]
- **HABEL U et al.** *PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND TENSILE PROPERTIES OF .GAMMA.-TIAL PM ALLOY 395MM* [0011]
- **D. ZHANG et al.** *Effect of heat-treatments and hot-isostatic pressing on phase transformation and microstructure in a B/B2 containing Gamma-TiAl based alloy* [0011]
- **H. CLEMENS et al.** *Design of Novel B-Solidifying TiAl Alloys with Adjustable B/B2-Phase Fraction and Excellent Hot-Workability* [0011]