



(11) **EP 3 269 838 A1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:  
**17.01.2018 Patentblatt 2018/03**

(51) Int Cl.:  
**C22F 1/18<sup>(2006.01)</sup>** **C22C 14/00<sup>(2006.01)</sup>**  
**C22C 30/00<sup>(2006.01)</sup>**

(21) Anmeldenummer: **16178936.7**

(22) Anmeldetag: **12.07.2016**

(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**  
Benannte Erstreckungsstaaten:  
**BA ME**  
Benannte Validierungsstaaten:  
**MA MD**

(72) Erfinder:  
• **Dr. Smarsly, Wilfried**  
**81669 München (DE)**  
• **Dr. Schloffer, Martin**  
**81247 München (DE)**  
• **Dr. Clemens, Helmut**  
**8700 Leoben (AT)**  
• **Klein, Thomas**  
**8700 Leoben (AT)**

(71) Anmelder: **MTU Aero Engines AG**  
**80995 München (DE)**

(54) **HOCHWARMFESTE TIAL-LEGIERUNG UND HERSTELLUNGSVERFAHREN HIERFÜR SOWIE BAUTEIL AUS EINER ENTSPRECHENDEN TIAL-LEGIERUNG**

(57) Die vorliegende Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer TiAl - Legierung sowie eine entsprechende TiAl - Legierung, wobei das Verfahren die folgenden Schritte umfasst:  
- Auswahl einer TiAl - Legierung, die neben den Hauptlegierungsbestandteilen Titan und Aluminium wenigstens Niob, Molybdän, und Silizium umfasst und die bei der zu wählenden chemischen Zusammensetzung der TiAl - Legierung in einem  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich im Wesentlichen in der  $\alpha$  - Ti - Phase mit Siliziden vorliegt,  
- Erschmelzen der TiAl - Legierung,  
- Gießen der TiAl - Legierung zu einem Halbzeug oder

Verdüsen der TiAl - Legierung zu Pulver,  
- Ausscheidungsstabilisierung des Halbzeugs oder eines aus dem Halbzeug oder dem Pulver hergestellten Vorprodukts durch Abkühlen des Halbzeugs oder des Vorprodukts von einer Silizidstarttemperatur in der Weise, dass sich Silizide ausscheiden,  
- Wärmebehandlung des ausscheidungsstabilisierten Halbzeugs oder Vorprodukts in dem  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich für 0,5 bis 2 Stunden und Abkühlen, so dass sich globulare Kolonien (1) aus Lamellen aus  $\alpha_2$  -  $Ti_3Al$  (2) und  $\gamma$  - TiAl (3) sowie Silizidausscheidungen (4) bilden.

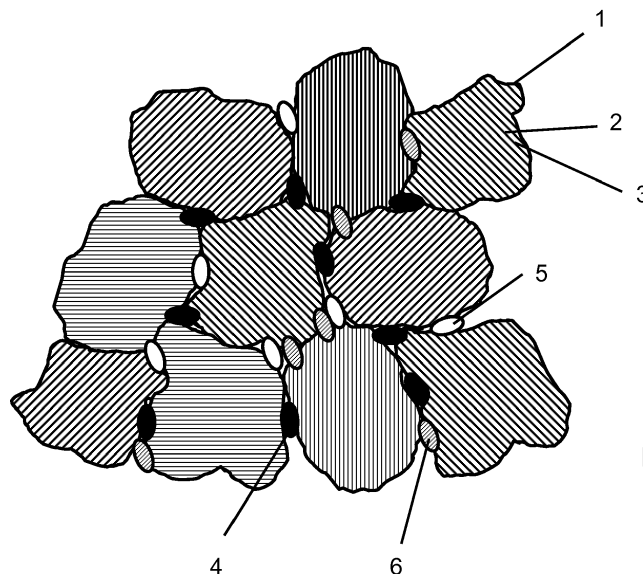


Fig.

**EP 3 269 838 A1**

**Beschreibung****HINTERGRUND DER ERFINDUNG****GEBIET DER ERFINDUNG**

**[0001]** Die vorliegende Erfindung betrifft eine hochwärmfeste TiAl - Legierung und ein Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer derartigen TiAl - Legierung sowie ein entsprechendes Bauteil.

**STAND DER TECHNIK**

**[0002]** TiAl - Legierungen, die als Hauptbestandteile - also als chemische Elemente mit den höchsten Anteilen in der Zusammensetzung - Titan und Aluminium aufweisen, werden aufgrund ihres niedrigen spezifischen Gewichts und ihren guten Festigkeitseigenschaften, insbesondere Hochtemperaturfestigkeitseigenschaften als Werkstoffe für bewegte Teile in Motoren und Gasturbinen, z.B. als Laufschaufeln, eingesetzt. Ein Beispiel für eine TiAl - Legierung und ihren Einsatz in Strömungsmaschinen, wie Flugtriebwerken, ist in der WO 2009/052792 A2 gegeben, die einen TiAl - Werkstoff für ein Gasturbinenabbauteil beschreibt, welcher 42 bis 45 at.% Aluminium, 3 bis 8 at.% Niob, 0,2 bis 0,3 at.% Molybdän und/oder Mangan, 0,1 bis 1 at.% Bor und/oder Kohlenstoff und/oder Silizium sowie Rest Titan umfasst. Diese Legierung wird bei der Herstellung so eingestellt, dass der Werkstoff bei Raumtemperatur  $\beta$  - Ti - Phase und/oder B2 - Ti - Phase aufweist, die beide nachfolgend kurz als  $\beta$  - Phase bezeichnet werden sollen. Die  $\beta$  - Phase dient hierbei dazu, bei hohen Temperaturen, bei denen in TiAl - Legierungen mit entsprechend hohem Aluminiumteil ein wesentlicher Teil des Werkstoffs als  $\alpha$  - Ti - Phase mit hoher Aluminiumlöslichkeit vorliegen kann, eine Vergrößerung der  $\alpha$  - Ti - Körner zu vermeiden, um ein für die Duktilität und Kriechfestigkeit des Werkstoffs günstiges homogenes Gefüge mit gleichmäßigen, nicht zu groben Gefügestrukturen zu erreichen. Die  $\beta$  - Phase stabilisiert hierbei die Korngrenzen der  $\alpha$  - Ti - Körner und wirkt so einer Vergrößerung entgegen.

**[0003]** Allerdings weisen derartige TiAl - Legierungen immer noch Defizite hinsichtlich der Kriechbeständigkeit auf, so dass insbesondere in dieser Hinsicht Verbesserungsbedarf besteht.

**OFFENBARUNG DER ERFINDUNG****AUFGABE DER ERFINDUNG**

**[0004]** Es ist deshalb Aufgabe der vorliegenden Erfindung eine TiAl - Legierung sowie ein Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer TiAl - Legierung und ein entsprechendes Bauteil bereitzustellen, wobei die TiAl - Legierung und die daraus hergestellten Bauteile ein ausgewogenes Eigenschaftsprofil mit ausreichender Festigkeit, Duktilität und insbesondere Kriechbeständigkeit

aufweisen sollen.

**TECHNISCHE LÖSUNG**

5 **[0005]** Diese Aufgabe wird gelöst mit einer TiAl - Legierung mit den Merkmalen des Anspruchs 1, einem Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer TiAl - Legierung mit den Merkmalen des Anspruchs 6 sowie einem Bauteil aus einer TiAl - Legierung mit den Merkmalen des Anspruchs 13. Vorteilhafte Ausgestaltungen sind Gegenstand der abhängigen Ansprüche.

10 **[0006]** Die Erfindung schlägt zur Verbesserung der Kriechbeständigkeit von TiAl - Legierungen bzw. daraus hergestellter Bauteile insbesondere für Strömungsmaschinen, wie Gasturbinen und Flugtriebwerke vor, auf die  $\beta$  - Phase zur Behinderung des Kornwachstums von  $\alpha$  - Ti - Körnern bei hohen Temperaturen im Wesentlichen zu verzichten und das Wachstum der  $\alpha$  - Ti - Körner bei hohen Temperaturen durch die Ausscheidung von Siliziden zu behindern. Der Begriff "im Wesentlichen auf die  $\beta$  - Phase verzichten" bzw. "im Wesentlichen keine  $\beta$  - Phase" bedeutet in diesem Zusammenhang, dass die  $\beta$  - Phase in der fertigen Legierung weniger als 5 Vol.-%, vorzugsweise weniger als 2 Vol.-% und weiter bevorzugt 0 Vol.-% ausmacht. Durch die Vermeidung der  $\beta$  - Phase bzw. die Beschränkung der  $\beta$  - Phase auf minimale Anteile im Gefüge kann die Kriechbeständigkeit verbessert werden, wobei gleichzeitig weiterhin ein homogenes Gefüge mit feinen Strukturen erzielt werden kann. Hierzu schlägt die Erfindung vor, eine TiAl - Legierung auszuwählen, die neben den Hauptlegierungsbestandteilen Titan und Aluminium wenigstens Niob, Molybdän und Silizium aufweist, wobei Silizium zur Bildung der Silizide vorgesehen ist, die das Kornwachstum der  $\alpha$  - Ti - Körner bei entsprechend hohen Temperaturen behindern sollen, um eine Vergrößerung der Mikrostruktur entgegenzuwirken. Die TiAl - Legierung soll so ausgewählt werden, dass bei der gewählten chemischen Zusammensetzung der TiAl - Legierung ein  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich gegeben ist, in dessen Temperaturbereich im Wesentlichen  $\alpha$  - Ti - Phase mit Siliziden vorliegt. Eine entsprechende TiAl - Legierung, die in einem bestimmten Temperaturintervall für die gegebene chemische Zusammensetzung im Wesentlichen in der Form des  $\alpha$  - Ti vorliegt, kann durch Simulationserrechnungen mit entsprechenden Simulationsprogrammen, die eine Vielzahl von thermodynamischen Daten berücksichtigen, und/oder durch die Herstellung von entsprechenden Testschmelzen bzw. Testlegierungen und metallographische Untersuchung der Testlegierungen ermittelt werden.

50 **[0007]** Wenn eine entsprechende TiAl - Legierung mit einer bestimmten chemischen Zusammensetzung ausgewählt worden ist, die einen  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich aufweist, in dem die entsprechende TiAl - Legierung im Wesentlichen einphasig als  $\alpha$  - Ti - Phase vorliegt, wobei lediglich Silizide zusätzlich in dem Temperaturbereich vorliegen, wird bei dem erfindungsgemäßen Verfahren eine derartige TiAl - Legierung mit der gewähl-

ten chemischen Zusammensetzung erschmolzen und anschließend in einem weiteren Schritt zu einem Halbzeug gegossen oder zu TiAl - Pulver verdüst, wobei das Halbzeug bereits ein endkonturnahes Zwischenprodukt oder ein Ausgangsprodukt für eine weitere Umformung zu einem Vorprodukt sein kann. Beispielsweise kann das gegossene Halbzeug durch Schmieden zu einem Vorprodukt umgeformt werden. Das TiAl - Pulver kann zur weiteren Verarbeitung in pulvermetallurgischen Herstellungsverfahren, wie generativen Fertigungsverfahren eingesetzt oder durch heißisostatisches Pressen (HIP) oder dergleichen verdichtet, zusammengefügt und/oder verformt werden, um ebenfalls ein Vorprodukt zu schaffen.

**[0008]** Nachfolgend wird das gegossene Halbzeug oder ein aus dem Halbzeug oder aus dem TiAl - Pulver hergestelltes Vorprodukt so von einer Silizidstarttemperatur abgekühlt, sodass sich Silizide ausscheiden können, um eine Ausscheidungsstabilisierung vorzunehmen. Die Abkühlung von der Silizidstarttemperatur kann beispielsweise direkt nach dem Gießen des Halbzeugs beim Abkühlen des Gussstücks erfolgen oder, falls das Halbzeug nach dem Gießen durch Warmumformen zu einem Vorprodukt ungeformt wird, durch Abkühlen von der Umformungstemperatur. Weiterhin kann das Vorprodukt nach seiner Herstellung auf eine Silizidstarttemperatur erwärmt werden und das Vorprodukt von der Silizidstarttemperatur in der Weise abgekühlt werden, dass sich die gewünschten Silizide ausscheiden. Wird die TiAl - Legierung als Pulver zur pulvermetallurgischen Herstellung eines Bauteils verwendet, beispielsweise zur additiven Fertigung eines Bauteils durch lageweises Abscheiden der Pulverpartikel oder durch vakuumdichtes Verkapseln und Fügen des Pulvers durch heißisostatisches Pressen zu einem Vorprodukt, kann das durch das Pulver erzeugte Vorprodukt ebenfalls auf eine Silizidstarttemperatur gebracht und von dieser in der Weise abgekühlt werden, dass Silizide ausgeschieden werden können. Auch bei der pulvermetallurgischen Herstellung kann das Vorprodukt von einer bei der Herstellung bereits vorliegenden Temperatur, wie beispielsweise der HIP - Temperatur so abgekühlt werden, dass eine Silizidausscheidung erfolgt. In diesem Fall ist also die HIP - Temperatur die Silizidstarttemperatur. Um eine Ausscheidung der Silizide zu ermöglichen, muss die Abkühlung von der Silizidstarttemperatur ausreichend langsam erfolgen, um die Möglichkeit zur Ausscheidung der Silizide zu geben.

**[0009]** Anschließend wird in einem weiteren Schritt des erfindungsgemäßen Verfahrens eine Wärmebehandlung des ausscheidungsstabilisierten Halbzeugs oder Vorprodukts in dem  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich durchgeführt, in dem das Halbzeug oder Vorprodukt im Wesentlichen als  $\alpha$  - Ti - Phase mit ausgeschiedenen Siliziden vorliegt, wobei die Silizide einer Vergrößerung der  $\alpha$  - Ti - Körner entgegenwirken. Während dieses Schrittes löst sich vorhandene  $\beta$  - Phase weitgehend oder vollständig auf. Die Wärmebehandlung in dem  $\alpha$  -

Phasen - Temperaturbereich kann für eine Zeitdauer von 0,5 bis 2 Stunden, insbesondere von 0,5 bis 1 Stunde erfolgen, wobei das Abkühlen so erfolgt, dass sich aus den  $\alpha$  - Ti - Körnern globulare Kolonien aus Lamellen aus  $\alpha_2$  -  $Ti_3Al$  und  $\gamma$  - TiAl bilden, wobei die zuvor bei der Ausscheidungsstabilisierung des Werkstoffs erzeugten Silizidausscheidungen zusätzlich vorliegen. Damit ist eine Mikrostruktur gegeben, die ein hervorragendes, ausgewogenes Eigenschaftsprofil mit einer verbesserten Kriechbeständigkeit aufweist.

**[0010]** Die Silizidstarttemperatur, auf die ein Halbzeug nach dem Gießen oder ein nach dem Gießen umgeformtes Vorprodukt oder ein durch ein pulvermetallurgisches Verfahren hergestelltes Vorprodukt während der Ausscheidungsstabilisierung der TiAl - Legierung erwärmt wird, kann bei einer Temperatur über einer Silizidauflösungstemperatur des Werkstoffs liegen, so dass bei der Silizidstarttemperatur das Silizium weitgehend in Lösung ist, um dann beim Abkühlen des Halbzeugs oder Vorproduktes eine homogene Ausscheidung der Silizide zu ermöglichen. -Liegen beispielsweise grobe Silizide durch den Gussprozess vor, können diese durch die Lösungsglühung bei der Silizidstarttemperatur oberhalb einer Silizidauflösungstemperatur aufgelöst werden. Das dadurch vergrößerte Gefüge kann durch Schmieden gefeint werden, wobei durch gezieltes Abkühlen von der Schmiedetemperatur feine Silizide ausgeschieden werden können. Allerdings kann die Silizidstarttemperatur auch unterhalb einer Silizidauflösungstemperatur liegen, wenn die Silizidstarttemperatur die Temperatur bei einer Umformung oder Kompaktierung eines Halbzeugs oder eines Vorprodukts ist. Beispielsweise kann beim Konsolidieren des Pulvers durch HIPen oder beim Nachverdichten eines pulvermetallurgisch aufgebauten Vorprodukts durch HIPen eine Temperatur deutlich unterhalb der Silizidauflösungstemperatur eingestellt werden, so dass sich Silizide bilden können.

**[0011]** Entsprechend kann der  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich, in dem die anschließende Wärmebehandlung des ausscheidungsstabilisierten Halbzeugs oder Vorprodukts durchgeführt wird, unterhalb einer Silizidauflösungstemperatur der TiAl - Legierung und oberhalb einer  $\gamma$  - Solvus - Temperatur, bei der die gesamte  $\gamma$  - TiAl - Phase in  $\alpha$  - Ti - Phase in Lösung geht, liegen, so dass sichergestellt ist, dass im  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich bis auf die vorhandenen Silizide im Wesentlichen ausschließlich  $\alpha$  - Ti - Phase vorliegt. Insbesondere kann der Anteil der  $\alpha$  - Ti - Phase im  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich im Bereich von 95 vol.% oder mehr, insbesondere 98 vol.% oder mehr liegen.

**[0012]** Eine entsprechende TiAl - Legierung, die einen geeigneten  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich mit einer ausreichend hohen Silizidauflösungstemperatur und einer wenigstens 15 K, insbesondere wenigstens 20 K niedrigeren  $\gamma$  - Solvus - Temperatur aufweist, bei der keine  $\gamma$  - TiAl - Anteile mehr vorliegen, sondern ausschließlich  $\alpha$  - Ti - Phase kann nach einem weiteren Aspekt der vorliegenden Erfindung, für den selbstständig und in Kom-

bination mit anderen Aspekten der Erfindung Schutz begehrt wird, eine chemische Zusammensetzung mit 42 bis 48 at.% Aluminium, vorzugsweise 43 bis 45 at.% Aluminium, 3 bis 5 at.% Niob, vorzugsweise 3,5 bis 4,5 at.% Niob, 0,05 bis 1 at.% Molybdän, vorzugsweise 0,85 bis 0,95 at.% Molybdän, 0,2 bis 2,2 at.% Silizium, vorzugsweise 0,25 bis 0,35 at.% Silizium, 0,2 bis 0,4 at.% Kohlenstoff, vorzugsweise 0,25 bis 0,35 at.% Kohlenstoff, 0,05 bis 0,2 at.% Bor, vorzugsweise 0,05 bis 0,15 at.% Bor sowie Titan und unvermeidbare Verunreinigungen aufweisen oder daraus bestehen, wobei Titan in einer Menge vorgesehen ist, dass die Summe der chemischen Elemente der Legierung 100 at.% ergibt.

**[0013]** Ausführungsformen der TiAl - Legierung, die insbesondere durch das oben beschriebene Herstellungsverfahren erzeugt werden bzw. Bauteile aus dieser TiAl - Legierung können genau die oben beschriebene Zusammensetzung besitzen oder weitere chemische Elemente beinhalten, wie insbesondere wenigstens eines der Elemente aus einer Gruppe, die Wolfram, Zirkon und Hafnium umfasst, da auch mit derartigen Legierungen die beschriebenen Gefüge bei Raumtemperatur bzw. im  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich eingestellt werden können und die genannten Legierungsbestandteile den Legierungen bzw. den damit hergestellten Bauteilen zusätzliche Eigenschaften verleihen können.

**[0014]** Die TiAl - Legierung kann nach einer vorteilhaften Ausgestaltung neben Titan und unvermeidbaren Verunreinigungen 43,5 bis 45 at.% Aluminium, 3,5 bis 4,5 at.% Niob, 0,1 bis 0,5 at.% Molybdän, 0,4 bis 1 at.% Wolfram, 0,25 bis 0,35 at.% Silizium, 0,25 bis 0,35 at.% Kohlenstoff und 0,05 bis 0,15 at.% Bor beinhalten, wobei die Legierung genau diese Zusammensetzung aufweisen kann oder zusätzliche weitere Legierungselemente umfassen kann. In jedem Fall ist der Anteil an Titan so gewählt, dass die Summe der chemischen Elemente der Legierung 100 at.% ergibt.

**[0015]** Die TiAl - Legierung kann nach einer weiteren vorteilhaften Ausgestaltung neben Titan und unvermeidbaren Verunreinigungen 43,5 bis 45 at.% Aluminium, 3,5 bis 4,5 at.% Niob, 0,85 bis 0,95 at.% Molybdän, 0,1 bis 3 at.% Zirkon, 0,25 bis 2,2 at.% Silizium, 0,25 bis 0,35 at.% Kohlenstoff und 0,05 bis 0,15 at.% Bor beinhalten, wobei die Legierung genau diese Zusammensetzung aufweisen kann oder zusätzliche weitere Legierungselemente umfassen kann. In jedem Fall ist der Anteil an Titan so gewählt, dass die Summe der chemischen Elemente der Legierung 100 at.% ergibt.

**[0016]** Die TiAl - Legierung kann nach einer weiteren vorteilhaften Ausgestaltung neben Titan und unvermeidbaren Verunreinigungen 46 bis 48 at.% Aluminium, 3,5 bis 5 at.% Niob, 0,1 bis 0,5 at.% Molybdän, 0,4 bis 1,8 at.% Wolfram, 0,1 bis 3 at.% Zirkon, 0,35 bis 2,2 at.% Silizium, 0,25 bis 0,35 at.% Kohlenstoff und 0,05 bis 0,15 at.% Bor beinhalten, wobei die Legierung genau diese Zusammensetzung aufweisen kann oder zusätzliche weitere Legierungselemente umfassen kann. In jedem Fall ist der Anteil an Titan so gewählt, dass die Summe

der chemischen Elemente der Legierung 100 at.% ergibt.

**[0017]** In diesen Legierungen können zum Beispiel Bor und Kohlenstoff sowohl zur Mischkristallverfestigung der Legierung beitragen als auch Boride und/oder Karbide erzeugen, welche die Gefügeausbildung positiv hinsichtlich einer homogenen Gefügestruktur mit geeigneten Kolonigrößen und Lamellendicken bzw. -abständen der  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al - und  $\gamma$  - TiAl - Lamellen beeinflussen können.

**[0018]** Bei dem Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer TiAl - Legierung kann das im  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich wärmebehandelte Halbzeug oder Vorprodukt nachfolgend einer zweiten Wärmebehandlung bei einer Temperatur unterhalb einer  $\gamma$  - Solvus - Temperatur des Werkstoff unterzogen werden, um die Bildung der Lamellen aus  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al und  $\gamma$  - TiAl aus den  $\alpha$  - Ti - Körnern zu beeinflussen und gewünschte Lamellendicken bzw. -abstände einzustellen.

**[0019]** Eine entsprechende TiAl - Legierung bzw. ein daraus hergestelltes Bauteil kann somit in der TiAl - Legierung bei Einsatztemperaturen bis zu 1000 °C weniger als 5 vol.%  $\beta$  - Phase und vorzugsweise gar keine  $\beta$  - Phase aufweisen, so dass die Kriechbeständigkeit verbessert wird. Die globularen Kolonien mit Lamellen aus  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al und  $\gamma$  - TiAl können bei Raumtemperatur 95 vol.% oder mehr, insbesondere 98 vol.% oder mehr der TiAl - Legierung bilden. Der Rest kann durch Silizide, Karbide und/oder Boride gebildet sein, wobei die TiAl - Legierung bis zu 5% Gew.%, vorzugsweise bis zu 2% Gew.% Silizide, Karbide und/oder Boride enthalten kann, deren mittlere oder maximale Korngröße kleiner oder gleich 5  $\mu$ m sein kann.

**[0020]** Die globularen Kolonien aus  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al - und  $\gamma$  - TiAl - Lamellen können eine mittlere oder maximale Größe von 50 bis 300  $\mu$ m, insbesondere von 100 bis 200  $\mu$ m aufweisen, wobei der mittlere Lamellenabstand im Bereich von 10 nm bis 1  $\mu$ m liegen kann. Unter dem Lamellenabstand wird hierbei der Abstand von Lamellen gleicher Phase zueinander verstanden, also der Abstand einer  $\gamma$  - TiAl - Lamelle zu der nächsten  $\gamma$  - TiAl - Lamelle bzw. der Abstand einer  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al - Lamelle zur nächsten  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al - Lamelle.

#### KURZBESCHREIBUNG DER FIGUR

**[0021]** Die beigefügte Zeichnung zeigt in rein schematischer Weise das Gefüge einer erfindungsgemäßen TiAl - Legierung bzw. eines Bauteils aus einer TiAl - Legierung.

#### AUSFÜHRUNGSBEISPIEL

**[0022]** Weitere Vorteile Kennzeichen und Merkmale der vorliegenden Erfindung werden bei der nachfolgend detaillierten Beschreibung eines Ausführungsbeispiels deutlich, wobei die Erfindung nicht auf dieses Ausführungsbeispiel beschränkt ist.

**[0023]** Für eine TiAl - Legierung, die aus 43,8 at.% Aluminium, 4 at.% Niob, 0,9 at.% Molybdän, 0,3 at.% Silizi-

um, 0,3 at.% Kohlenstoff, 0,1 at.% Bor sowie Rest Titan und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, kann durch die entsprechenden Wärmebehandlungen im  $\alpha$ -Phasen - Temperaturbereich und einer nachfolgenden zweiten Wärmebehandlung bei einer Temperatur unterhalb der  $\gamma$ -Solvus - Temperatur der TiAl - Legierung ein Gefüge ausgebildet werden, wie es in der beigefügten Zeichnung dargestellt ist. Die globularen Kolonien 1 aus  $\alpha_2$  -  $Ti_3Al$  - Lamellen 2 und  $\gamma$  - TiAl - Lamellen 3 sind gleichachsig mit ähnlichen Größen und kugelartigen Formen ausgebildet, wobei sich an den Grenzen der Kolonien 1 Silizide 4 sowie Boride 5 und Karbide 6 ausgeschieden haben.

#### BEZUGSZEICHENLISTE

#### [0024]

- 1 globulare Kolonien
- 2  $\alpha_2$  -  $Ti_3Al$  - Lamellen
- 3  $\gamma$  - TiAl - Lamellen
- 4 Silizide
- 5 Boride
- 6 Karbide

#### Patentansprüche

1. TiAl - Legierung, die Titan,

42 bis 48 at.% Aluminium,  
3 bis 5 at.% Niob,  
0,05 bis 1 at.% Molybdän,  
0,2 bis 2,2 at.% Silizium,  
0,2 bis 0,4 at.% Kohlenstoff,  
0,05 bis 0,2 at.% Bor,  
0 bis 2,0 at.% Wolfram,  
0 bis 3,5 at.% Zirkon,  
0 bis 0,3 at.% Hafnium,

und unvermeidbare Verunreinigungen beinhaltet, wobei Titan in einer Menge vorgesehen ist, dass die Summe von Anteilen enthaltener chemischer Elemente 100 at.% ergibt und wobei die TiAl - Legierung bei Raumtemperatur eine Mikrostruktur aufweist, die globulare Kolonien (1) aus Lamellen aus  $\alpha_2$  -  $Ti_3Al$  (2) und  $\gamma$  - TiAl (3) sowie Silizidausscheidungen (4) und im Wesentlichen keine  $\beta$  - Phase umfasst.

2. TiAl - Legierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung beinhaltet:

43 bis 45 at.% Aluminium,  
3,5 bis 4,5 at.% Niob,  
0,85 bis 0,95 at.% Molybdän,  
0,25 bis 0,35 at.% Silizium,

0,25 bis 0,35 at.% Kohlenstoff,  
0,05 bis 0,15 at.% Bor.

3. TiAl - Legierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung beinhaltet:

43,5 bis 45 at.% Aluminium,  
3,5 bis 4,5 at.% Niob,  
0,1 bis 0,5 at.% Molybdän,  
0,4 bis 1 at.% Wolfram  
0,25 bis 0,35 at.% Silizium,  
0,25 bis 0,35 at.% Kohlenstoff,  
0,05 bis 0,15 at.% Bor.

4. TiAl - Legierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung beinhaltet:

43,5 bis 45 at.% Aluminium,  
3,5 bis 4,5 at.% Niob,  
0,85 bis 0,95 at.% Molybdän,  
0,1 bis 3 at.% Zirkon  
0,25 bis 2,2 at.% Silizium,  
0,25 bis 0,35 at.% Kohlenstoff,  
0,05 bis 0,15 at.% Bor.

5. TiAl - Legierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung beinhaltet:

46 bis 48 at.% Aluminium,  
3,5 bis 5 at.% Niob,  
0,1 bis 0,5 at.% Molybdän,  
0,4 bis 1,8 at.% Wolfram  
0,1 bis 3 at.% Zirkon  
0,35 bis 2,2 at.% Silizium,  
0,25 bis 0,35 at.% Kohlenstoff,  
0,05 bis 0,15 at.% Bor.

6. Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einer TiAl - Legierung, insbesondere aus einer TiAl - Legierung nach einem der vorhergehenden Ansprüche, welches die folgenden Schritte umfasst:

- Auswahl einer TiAl - Legierung, die neben den Hauptlegierungsbestandteilen Titan und Aluminium wenigstens Niob, Molybdän, Kohlenstoff und Silizium umfasst und die bei der zu wählenden chemischen Zusammensetzung der TiAl - Legierung in einem  $\alpha$  - Phasen - Temperaturbereich im Wesentlichen in der  $\alpha$  - Ti - Phase mit Siliziden vorliegt,  
- Erschmelzen der TiAl - Legierung,  
- Gießen der TiAl - Legierung zu einem Halbzeug oder Verdüsen der TiAl - Legierung zu Pulver,  
- Ausscheidungsstabilisieren des Halbzeugs

- oder eines aus dem Halbzeug oder dem Pulver hergestellten Vorprodukts durch Abkühlen des Halbzeugs oder des Vorprodukts von einer Silizidstarttemperatur in der Weise, dass sich Silizide ausscheiden,
- Wärmebehandlung des ausscheidungsstabilisierten Halbzeugs oder Vorprodukts in dem  $\alpha$ -Phasen - Temperaturbereich in dem Silizidausscheidungen (4) vorliegen für 0,5 bis 2 Stunden und Abkühlen, sodass sich globulare Kolonien (1) aus Lamellen aus  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al (2) und  $\gamma$ -TiAl (3) bilden.
7. Verfahren nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Ausscheidungsstabilisierung direkt bei der Erstarrung aus der Schmelze oder bei der Abkühlung nach einer Kompaktierung oder Umformung erfolgt und/oder die Silizidstarttemperatur über oder unter einer Silizidauflösungstemperatur liegt.
8. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** der  $\alpha$ -Phasen - Temperaturbereich unterhalb einer Silizidauflösungstemperatur und oberhalb einer Gamma - Solvus - Temperatur liegt und vorzugsweise einen Bereich von wenigstens 15 K, insbesondere wenigstens 20 K einschließt.
9. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** der  $\alpha$ -Phasen - Temperaturbereich, eine Silizidauflösungstemperatur und/oder eine Gamma - Solvus - Temperatur der TiAl - Legierung durch Simulationsrechnungen und/oder durch Testschmelzen und metallographische Untersuchungen ermittelt wird.
10. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** die TiAl - Legierung weiterhin unvermeidbare Verunreinigungen und/oder mindestens eines der Elemente aus der Gruppe aufweist, die Wolfram, Zirkon, Hafnium, Kohlenstoff und Bor umfasst.
11. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die TiAl - Legierung so gewählt wird, dass die TiAl - Legierung eine peritektische Erstarrung mit der Bildung von  $\alpha$ -Ti - Phase oder eine Erstarrung mit der Bildung von  $\beta$ -Phase zeigt.
12. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** das wärmebehandelte Halbzeug oder Vorprodukt einer zweiten Wärmebehandlung bei einer Temperatur unterhalb einer Gamma - Solvus - Temperatur für eine Zeitdauer von 2 Stunden bis 24 Stunden unterzogen wird.
13. Bauteil aus einer TiAl - Legierung, vorzugsweise für eine Strömungsmaschine, insbesondere hergestellt nach einem Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 12, wobei die TiAl - Legierung neben den Hauptlegierungsbestandteilen Titan und Aluminium wenigstens Niob, Molybdän, Kohlenstoff und Silizium umfasst und bei Raumtemperatur eine Mikrostruktur aufweist, die globulare Kolonien aus Lamellen aus  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al und  $\gamma$ -Ti-Al sowie Silizidausscheidungen und im Wesentlichen keine  $\beta$ -Phase umfasst.
14. Bauteil nach Anspruch 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** die TiAl - Legierung weiterhin mindestens unvermeidbare Verunreinigungen und/oder eines der Elemente aus der Gruppe aufweist, die Wolfram, Zirkon, Hafnium und Bor umfasst.
15. Bauteil nach einem der Ansprüche 13 oder 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** die TiAl - Legierung bei Einsatztemperaturen bis zu 900 °C weniger als 5 Vol.%  $\beta$ -Phase, vorzugsweise keine  $\beta$ -Phase aufweist.
16. Bauteil nach einem der Ansprüche 13 bis 15, **dadurch gekennzeichnet, dass** die globulare Kolonien aus Lamellen aus  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al und  $\gamma$ -TiAl mehr oder gleich 95 Vol.%, vorzugsweise mehr oder gleich 98 Vol.% der TiAl - Legierung bilden.
17. Bauteil nach einem der Ansprüche 13 bis 16, **dadurch gekennzeichnet, dass** in der TiAl - Legierung bis 5 Gew.%, vorzugsweise bis zu 2 Gew.% Silizide, Karbide und/oder Boride enthalten sind, wobei die mittlere oder maximale Korngröße der Silizide, Karbide und/oder Boride kleiner oder gleich 5  $\mu\text{m}$  ist, insbesondere der Durchmesser gemäß einem Kreis-Flächen-Äquivalent kleiner oder gleich 5  $\mu\text{m}$  ist.
18. Bauteil nach einem der Ansprüche 13 bis 17, **dadurch gekennzeichnet, dass** die globulare Kolonien aus Lamellen aus  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al und  $\gamma$ -TiAl eine mittlere oder maximale Größe von 50 bis 300  $\mu\text{m}$ , insbesondere 100 bis 200  $\mu\text{m}$  aufweisen und/oder der mittlere Lamellenabstand im Bereich von 10 nm bis 1  $\mu\text{m}$  liegt.

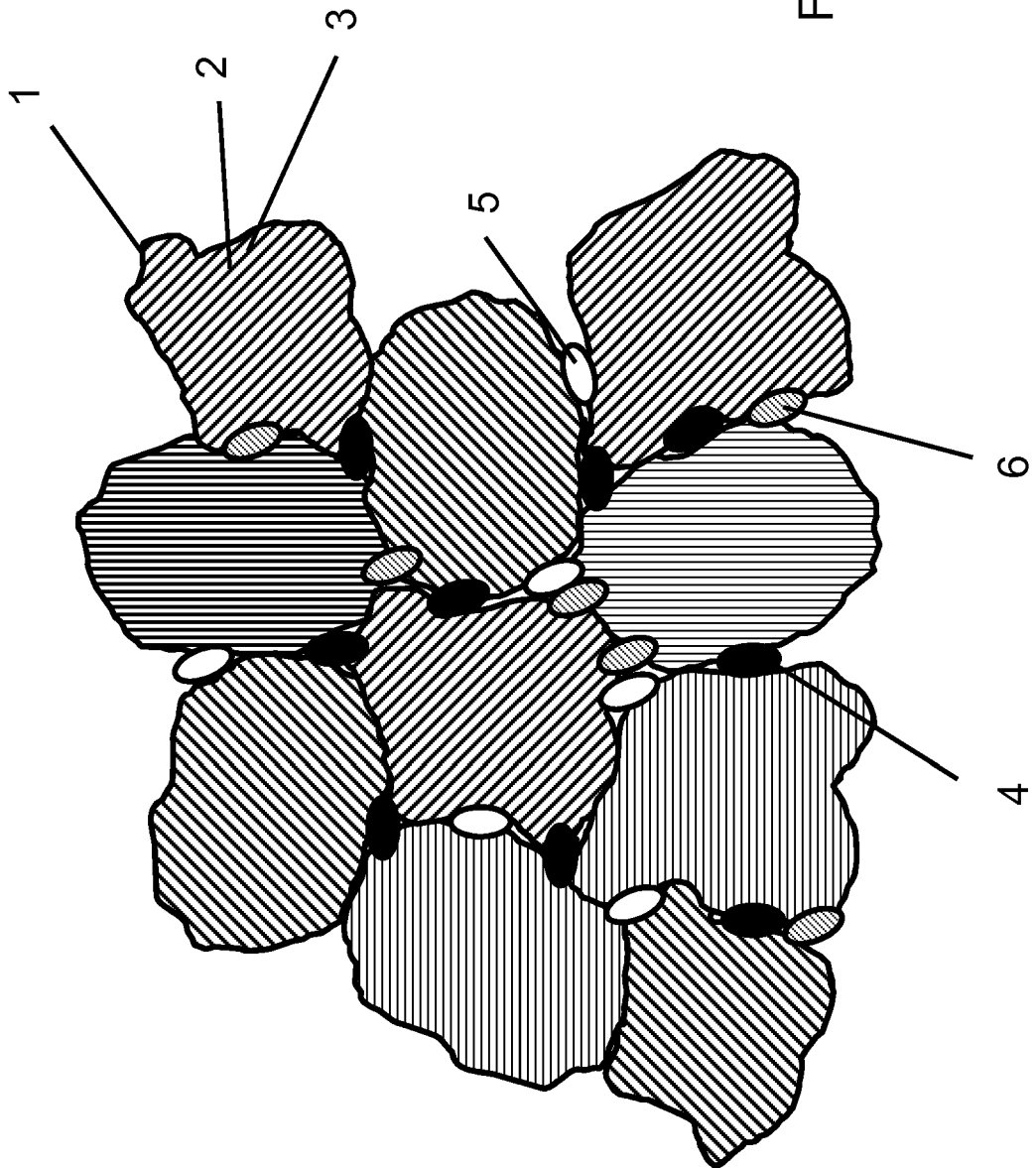


Fig.



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung  
EP 16 17 8936

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

| EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE  |   |  |   |
|---|---|--|---|
| Kategorie   | Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile   | Betrifft Anspruch  | KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)              |
| X   | KLEIN THOMAS ET AL: "Silicon distribution and silicide precipitation during annealing in an advanced multi-phase[gamma]-TiAl based alloy", ACTA MATERIALIA, ELSEVIER, OXFORD, GB, Bd. 110, 23. März 2016 (2016-03-23), Seiten 236-245, XP029497149, ISSN: 1359-6454, DOI: 10.1016/J.ACTAMAT.2016.03.050 | 1,2, 13-18   | INV.<br>C22F1/18<br>C22C14/00<br>C22C30/00      |
| A   | * das ganze Dokument *  | 3-12   |   |
| X   | EP 2 851 445 A1 (MTU AERO ENGINES AG [DE]) 25. März 2015 (2015-03-25)   | 1,2,6-18   |   |
| A   | * das ganze Dokument *  | 3-5  |   |
| A   | WO 2012/041276 A2 (MTU AERO ENGINES GMBH [DE]; SMARSLY WILFRIED [DE]; CLEMENS HELMUT [AT]) 5. April 2012 (2012-04-05)   | 1-18   |   |
| A   | US 2016/010184 A1 (SMARSLY WILFRIED [DE] ET AL) 14. Januar 2016 (2016-01-14)  | 1-18   | RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)<br>C22F<br>C22C |
| Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt   |   |  |   |
| Recherchenort<br><b>München</b>   |   | Abschlußdatum der Recherche<br><b>4. Januar 2017</b>   | Prüfer<br><b>Abrasonis, Gintautas</b>           |
| KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE<br>X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet<br>Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie<br>A : technologischer Hintergrund<br>O : nichtschriftliche Offenbarung<br>P : Zwischenliteratur |   | T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze<br>E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist<br>D : in der Anmeldung angeführtes Dokument<br>L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument<br>& : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument |   |

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)



**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT  
ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 16 17 8936

5 In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.  
Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am  
Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

04-01-2017

| 10 | Im Recherchenbericht<br>angeführtes Patentdokument | Datum der<br>Veröffentlichung | Mitglied(er) der<br>Patentfamilie | Datum der<br>Veröffentlichung |
|----|--|-------------------------------|-----------------------------------|-------------------------------|
|    | EP 2851445 A1                                      | 25-03-2015                    | EP 2851445 A1<br>US 2015086414 A1 | 25-03-2015<br>26-03-2015      |
| 15 | WO 2012041276 A2                                   | 05-04-2012                    | KEINE                             |                               |
|    | US 2016010184 A1                                   | 14-01-2016                    | EP 3054023 A1<br>US 2016010184 A1 | 10-08-2016<br>14-01-2016      |
| 20 | -----  |                               |                                   |                               |
| 25 |  |                               |                                   |                               |
| 30 |  |                               |                                   |                               |
| 35 |  |                               |                                   |                               |
| 40 |  |                               |                                   |                               |
| 45 |  |                               |                                   |                               |
| 50 |  |                               |                                   |                               |
| 55 |  |                               |                                   |                               |

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

**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**

- WO 2009052792 A2 [0002]