

(19)



(11)

EP 2 559 779 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
20.02.2013 Patentblatt 2013/08

(51) Int Cl.:
C22C 21/14 ^(2006.01) **C22C 21/16** ^(2006.01)
C22F 1/057 ^(2006.01)

(21) Anmeldenummer: **11177747.0**

(22) Anmeldetag: **17.08.2011**

(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

• **Terlinde, Gregor Dr.-Ing.**
58540 Meinerzhagen (DE)
• **Witulski, Thomas Dr.-Ing.**
58540 Meinerzhagen (DE)

(71) Anmelder: **Otto Fuchs KG**
58540 Meinerzhagen (DE)

(74) Vertreter: **Haverkamp, Jens**
Patentanwalt
Stefanstraße 2
Kirchhoffgebäude
58638 Iserlohn (DE)

(72) Erfinder:
• **Hilpert, Matthias Dr.-Ing.**
51709 Marienheide (DE)

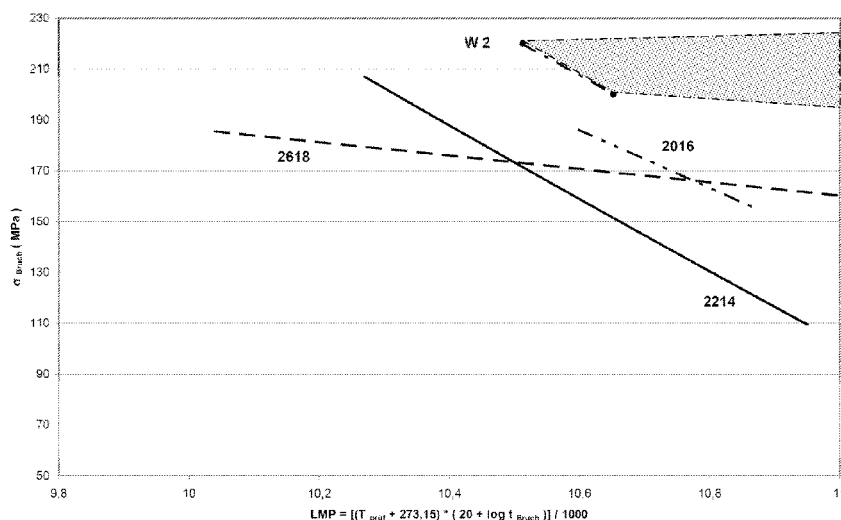
(54) **Warmfeste Al-Cu-Mg-Ag-Legierung sowie Verfahren zur Herstellung eines Halbzeuges oder Produktes aus einer solchen Aluminiumlegierung**

(57) Beschrieben ist eine warmfeste Al-Cu-Mg-Ag-Legierung zur Herstellung von Halbzeugen oder Produkten, geeignet für die Anwendung bei höheren Temperaturen, mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften in Verbindung mit einer verbesserten Kriechbeständigkeit enthaltend:

- 0,3 - 0,7 %Gew. - % Silizium (Si)
- max. 0,15 Gew. - % Eisen (Fe)
- 3,5 - 4,7 Gew. - % Kupfer (Cu)
- 0,05 - 0,5 Gew. - % Mangan (Mn)
- 0,3 - 0,9 Gew. - % Magnesium (Mg)

- 0,02 - 0,15 Gew. - % Titan (Ti)
- 0,03 - 0,25 Gew. - % Zirkon (Zr)
- 0,1 - 0,7 Gew. - % Silber (Ag)
- 0,03 - 0,5 Gew. - % Scandium (Sc)
- 0,03 - 0,2 Gew. - % Vanadium (V)
- max. 0,05 Gew. - % andere, einzeln
- max. 0,15 Gew. - % andere, insgesamt
- Rest Aluminium.

Beschrieben ist ferner ein Verfahren zur Herstellung eines Halbzeuges oder Produktes aus der vorgenannten Aluminiumlegierung.

**Fig. 3****EP 2 559 779 A1**

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft eine warmfeste Al-Cu-Mg-Ag-Legierung zur Herstellung von Halbzeugen oder Produkten, geeignet für die Anwendung bei höheren Temperaturen, mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften in Verbindung mit einer verbesserten Kriechbeständigkeit. Die Erfindung betrifft ebenfalls ein Verfahren zum Herstellen eines Halbzeuges oder Produktes aus einer solchen Aluminiumlegierung.

[0002] Aus EP 1 518 000 B1 ist eine Legierung der vorgenannten Art bekannt, aus der Halbzeuge mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften und gegenüber vorbekannten gleichartigen Aluminiumlegierungen verbesserter Kriechbeständigkeit hergestellt werden. Diese Legierung ist bei der Aluminium Association (AA) als Legierung AA2016 registriert. Diese vorbekannte Legierung vereint bereits annähernd die für Halbzeuge und Produkte, die hohen statischen und dynamischen Belastungen standhalten müssen, notwendigen Festigkeitseigenschaften, wie diese aus den Legierungen AA2014, AA2014A oder AA2214 bekannt sind, mit einer verbesserten Kriechbeständigkeit, das heißt: einer verbesserten Beständigkeit unter Temperatureinwirkung. Die Legierung AA2016 genügt damit den Ansprüchen, die an Halbzeuge und daraus hergestellte Produkte gestellt sind, die kurzzeitig erhöhten Temperaturen ausgesetzt sind, wie dieses beispielsweise bei Radhälften von Flugzeugen der Fall ist. Erhöhten Temperaturen sind diese Halbzeuge kurzzeitig nur beim Bremsen nach dem Aufsetzen des Flugzeuges auf der Landebahn ausgesetzt.

[0003] Als besonders kriechbeständig gelten die Legierungen AA2618 und AA2618A. Aus diesen Legierungen hergestellte Halbzeuge und Produkte weisen allerdings nur relativ geringe statische und dynamische Festigkeitswerte auf.

[0004] Chemisch unterscheiden sich die Legierungen zum Herstellen von Halbzeugen mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften gemäß AA2014, AA2014A und AA2214 von den thermisch langzeitstabilen Legierungen gemäß AA2618 und AA2618A vor allem dadurch, dass die hochfesten Aluminiumlegierungen relativ hohe Anteile der Elemente Silizium, Kupfer und Mangan, dagegen relativ niedrigere Anteile der Elemente Magnesium und Eisen enthalten, während die vorbeschriebenen langzeit-thermisch-stabilen Aluminiumlegierungen einen demgegenüber reduzierten Anteil an Silizium, Kupfer und Mangan aufweisen, dagegen einen erhöhten Eisen, Nickel- und Magnesiumgehalt. Zusätzlich ist den langzeit-thermisch-stabilen Legierungen Nickel beigemengt.

[0005] Die Legierung AA2016 unterscheidet sich von den vorbeschriebenen Legierungen vor allem durch eine Beimengung des Elementes Silber mit Anteilen zwischen 0,30 und 0,7 Gew.-%. Unterschiede bestehen ebenfalls in den übrigen Legierungselementen gegenüber der Zusammensetzung der vorgenannten hochfesten Alumi-

umlegierung und bezüglich der vorgenannten Aluminiumlegierungen, deren Halbzeuge eine gute Kriechbeständigkeit aufweisen.

[0006] Auch wenn mit der Aluminiumlegierung AA2016 bereits eine solche vorbekannt ist, mit der Halbzeuge und Produkte hergestellt werden können, die hohen statischen und dynamischen Festigkeitsanforderung genügen, und die zudem im Kurzeiteinsatz auch erhöhten Temperaturen standhalten, besteht seit Langem der Wunsch, eine Aluminiumlegierung zum Herstellen von Halbzeugen und Produkten zur Verfügung zu haben, die nicht nur bei einem Kurzeiteinsatz erhöhten Temperaturen standhält. Derartige Anforderungen werden an eine Vielzahl von Produkten, beispielsweise an die Verdichterräder eines Turboladers bei Kraftfahrzeugmotorenanwendungen gestellt. Diese Bauteile müssen nicht nur hohen statischen und dynamischen Beanspruchungen sondern auch den in einem solchen Einsatz herrschenden Temperaturen für die Dauer des Einsatzes standhalten. Ähnliche Anforderungen für Langzeitstabilität bei höheren Temperaturen gelten für Turboladerverdichter in Großmotoren im Schiffsbau.

[0007] Ausgehend von diesem diskutierten Stand der Technik liegt der Erfindung daher die Aufgabe zugrunde, eine Legierung vorzuschlagen, aus der ein Halbzeug oder ein Produkt hergestellt werden kann, welches den gewünschten Eigenschaften an die statische und dynamische Festigkeit sowie die Langzeitstabilität unter Temperatureinflüssen genügt.

[0008] Gelöst wird diese Aufgabe erfindungsgemäß durch eine warmfeste Al-Cu-Mg-Ag-Legierung zur Herstellung von Halbzeugen oder Produkten, geeignet für die Anwendung bei höheren Temperaturen, mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften in Verbindung mit einer verbesserten Kriechbeständigkeit enthaltend:

- 0,3 - 0,7 %Gew. - % Silizium (Si)
- max. 0,15 Gew. - % Eisen (Fe)
- 3,5 - 4,7 Gew. - % Kupfer (Cu)
- 0,05 - 0,5 Gew. - % Mangan (Mn)
- 0,3 - 0,9 Gew. - % Magnesium (Mg)
- 0,02 - 0,15 Gew. - % Titan (Ti)
- 0,03 - 0,25 Gew. - % Zirkon (Zr)
- 0,1 - 0,7 Gew. - % Silber (Ag)
- 0,03 - 0,5 Gew. - % Scandium (Sc)
- 0,03 - 0,2 Gew. - % Vanadium (V)
- max. 0,05 Gew. - % andere, einzeln
- max. 0,15 Gew. - % andere, insgesamt
- Rest Aluminium.

[0009] Diese Legierung weist als Besonderheit die Legierungselemente Scandium und Vanadium mit den vorgenannten Anteilen auf. Es wird der Wechselbeziehung dieser Elemente zusammen mit den Elementen Titan und Zirkon einerseits und dem in der Legierung enthaltenen Silber andererseits zugeschrieben, dass ein aus dieser Legierung hergestelltes Halbzeug und dement-

sprechend auch das Endprodukt hinreichend hohe statische und dynamische Festigkeitseigenschaften sowie eine besonders gute Kriechbeständigkeit aufweisen. Die Festigkeitseigenschaften mögen zwar gegenüber denen von Halbzeugen aus einer Aluminiumlegierung AA2016 geringfügig reduziert sein, sind jedoch gegenüber solchen Halbzeugen, hergestellt aus der Legierung AA2618, deutlich erhöht. Diese besonderen Eigenschaften eines aus einer solchen Aluminiumlegierung hergestellten Halbzeuges waren nicht zu erwarten. Mithin eignet sich diese Legierung zum Herstellen von Halbzeugen und Produkten, die nicht nur hohen statischen und dynamischen Festigkeiten genügen müssen sondern auch unter thermischen Einflüssen langzeitstabil sein müssen, mithin einen ausgezeichneten Widerstand gegen Kriechen zu leisten vermögen.

[0010] In einer vorteilhaften Ausgestaltung enthält die Legierung 0,08 bis 0,2 Gew.-% Scandium und 0,10 bis 0,2 Gew.-% Vanadium. In einer weiteren Spezifizierung dieser Legierungszusammensetzung enthält die Aluminiumlegierung die Elemente Titan, Zirkon, Scandium und Vanadium mit folgenden Anteilen:

- 0,12 bis 0,15 Gew.-% Titan (Ti),
- 0,14 bis 0,16 Gew.-% Zirkon (Zr),
- 0,13 bis 0,17 Gew.-% Scandium (Sc) und
- 0,12 bis 0,15 Gew.-% Vanadium (V).

[0011] Eine weitere Verbesserung der in Rede stehenden Eigenschaften eines aus einer solchen Legierung hergestellten Halbzeuges oder Produktes kann erreicht werden, wenn darauf geachtet wird, dass die Summe der Elemente Zirkon, Titan, Scandium und Vanadium kleiner oder gleich 0,4 Gew.-%, insbesondere kleiner oder gleich 0,35 Gew.-% beträgt.

[0012] Die Aluminiumlegierung enthält bevorzugt Zirkon mit Anteilen zwischen 0,03 und 0,15 Gew.-%. Titan ist bevorzugt mit Anteilen zwischen 0,03 und 0,09 Gew.-% in der Legierung enthalten.

[0013] Zweckmäßig ist es, wenn der Eisengehalt der Legierung auf max. 0,09 Gew.-% begrenzt wird.

[0014] Die besonderen Eigenschaften der beanspruchten Al-Cu-Mg-Ag-Legierung stellen sich auch ein, wenn diese nur einen reduzierten Anteil an Dispersoidbildnern aufweist. Dies ist beispielsweise dann gegeben, wenn die beanspruchte Legierung folgende Anteile an den Elementen Titan, Zirkon, Scandium und Vanadium aufweist:

- 0,04 bis 0,06 Gew.-% Titan (Ti),
- 0,05 bis 0,07 Gew.-% Zirkon (Zr),
- 0,08 bis 0,10 Gew.-% Scandium (Sc) und
- 0,10 bis 0,12 Gew.-% Vanadium (V).

[0015] Die Aluminiumlegierung enthält vorzugsweise 0,3 bis 0,6 Gew.-% Silber.

[0016] Silizium ist bevorzugt am Aufbau der Legierungseigenschaften zwischen 0,3 und 0,6 Gew.-% be-

teilt.

[0017] Der Mangengehalt der Aluminiumlegierung wird bevorzugt auf 0,1 bis 0,3 Gew.-% eingestellt werden.

[0018] Nochmals eine Verbesserung der besonderen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften sowie der Kriechbeständigkeit lässt sich erzielen, wenn der Gehalt der Elemente Silizium, Kupfer, Mangan, Magnesium und Silber der Aluminiumlegierung wie folgt beschränkt wird:

- 0,45 bis 0,55 Gew.-% Silizium (Si),
- 4,10 bis 4,30 Gew.-% Kupfer (Cu),
- 0,15 bis 0,25 Gew.-% Mangan (Mn),
- 0,5 bis 0,7 Gew.-% Magnesium (Mg) und
- 0,40 bis 0,55 Gew.-% Silber (Ag).

[0019] Untersuchungen haben gezeigt, dass die Legierung bzw. die daraus hergestellten Halbzeuge oder Produkte eine besonders gute Kriechbeständigkeit aufweisen, wenn die Summe der Elemente Silber, Zirkon, Scandium und Vanadium mindestens 0,60 Gew.-% und maximal 1,1 Gew.-% beträgt.

[0020] Von Vorteil ist es, wenn die Elemente Silber und Scandium in der Legierung mit Anteilen enthalten sind, damit das Verhältnis der Silberanteile zu den Scandiumanteilen zwischen 5 und 23 liegt, vorzugsweise zwischen 9 und 14.

[0021] Vorteilhafterweise sind die Elemente Scandium und Zirkon in einem Verhältnis zwischen 1 und 17, vorzugsweise zwischen 6 und 12 in der Legierung enthalten.

[0022] Bezüglich der Elemente Silber und Vanadium wird ein Verhältnis der Silberanteile zu den Vanadiumanteilen zwischen 0,5 und 14 als besonders zweckmäßig angesehen, insbesondere ein Verhältnis zwischen 5 und 9.

[0023] Hergestellt werden Halbzeuge oder Produkte aus der vorgenannten warmfesten Aluminiumlegierung typischerweise durch folgende Schritte:

- (a) Gießen eines Barrens aus der Legierung mit ausreichender Auflösung der Elemente Zirkon, Scandium und Vanadium,
- (b) Homogenisierung des gegossenen Barrens bei einer Temperatur, die möglichst dicht unter der Anschmelztemperatur der Legierung liegt für eine Zeit, die ausreichend ist, eine möglichst gleichmäßige Verteilung der Legierungselemente im Gussgefüge zu erreichen, bevorzugt bei 485 bis 510 °C über einen Zeitraum von 10 bis 25 h,
- (c) Warmumformen des homogenisierten Barrens durch Strangpressen, Schmieden (einschließlich Rückwärtsfließpressen) und/oder Walzen im Temperaturbereich von 280 bis 470 °C,
- (d) Lösungsglühen des stranggepressten, geschmiedeten und/oder gewalzten Halbzeuges bei Temperaturen, die hoch genug sind, um die für die Aushärtung notwendigen Legierungselemente gleichmäßig im Gefüge verteilt in Lösung zu bringen,

bevorzugt bei 480 bis 510 °C über einen Zeitraum von 30 min bis 8 h,

(e) Abschrecken des lösungsgeglühten Halbzeuges in Wasser mit einer Temperatur zwischen Raumtemperatur und 100 °C (kochendes Wasser) oder in Wasser - Glykol - Gemischen mit Temperaturen ≤ 50 °C und Glykolgehalten von bis zu 60 %,

(f) wahlweises Kaltumformen des abgeschreckten Halbzeuges durch Stauchen oder Recken um einen Betrag, der zu einer Reduzierung der Eigenspannungen führt, die bei der Abschreckung in kühlem Abschreckmedium entstanden sind, bevorzugt um 1 - 5 % und

(g) Warmaushärten des so abgeschreckten, wahlweise kaltgestauchten oder gereckten Halbzeuges bei Temperaturen, die dem geplanten Einsatzzweck angepasst sind, bevorzugt zwischen 80 und 210 °C über einen Zeitraum von 5 bis 35 h, bevorzugt 10 bis 25 h in einem 1-, 2- oder 3-stufigen Prozess.

[0024] Eine ausreichende Auflösung der Elemente Zirkon, Scandium und Vanadium kann durch Bewegen der Schmelze beim Erschmelzen der Legierung somit vor dem Schritt des Gießens und während des Gießens eines Barren erreicht werden. Besonders zweckmäßig ist, wenn die Schmelze durch Konvektion bewegt wird. Eine solche Konvektion kann durch äußere magnetische Einflüsse erzeugt werden, beispielsweise in einem Induktionsofen. Daher wird die Aluminiumlegierung vorzugsweise in einem Induktionsofen erschmolzen.

[0025] Nachfolgend ist die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen auch im Vergleich zu vorbekannten Aluminiumlegierungen unter Bezugnahme auf die beiliegenden Figuren beschrieben. Es zeigen:

Fig. 1: ein Diagramm mit der chemischen Zusammensetzung der beanspruchten Legierung im Vergleich zu den chemischen Zusammensetzungen vorbekannter Aluminiumlegierungen,

Fig. 2: ein Vergleich der Kriecheigenschaften der beanspruchten Legierung mit einer vorbekannten als besonders kriebeständig angesehenen Legierung und

Fig. 3: ein Larsen-Miller-Diagramm zum Darstellen des Kriechverhaltens der beanspruchten Legierung gegenüber vorbekannten.

[0026] Figur 1 zeigt eine Gegenüberstellung der chemischen Zusammensetzung der beanspruchten Legierung mit vorbekannten Aluminiumlegierungen. Gegenübergestellt sind zum einen diejenigen Legierungen, aus denen sich bekanntermaßen Halbzeuge oder Produkte mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften herstellen lassen. Hierbei handelt es sich um die Legierungen AA2014, AA2014A und AA2214. Gegenübergestellt sind zudem zwei vorbekannte

Legierungen, denen eine besonders gute Langzeitstabilität unter thermischen Einflüssen zugesprochen wird. Hierbei handelt es sich um die Legierungen AA2618 sowie AA2618A. Wiedergegeben ist ebenfalls die vorbekannte Legierung AA2016. Die in der Tabelle wiedergegebenen Angaben zu den Anteilen der jeweiligen Legierungselemente sind der International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminium and Wrought Aluminium Alloys, The Aluminum Association Inc., 1525 Wilson Boulevard, Arlington, April 2006 entnommen.

[0027] In der Tabelle der Figur 1 ist die erfindungsgemäße Legierung mit "W" angegeben. Die Gegenüberstellung der Legierungszusammensetzungen stellt die Unterschiede der beanspruchten warmfesten Aluminiumlegierungen durch die Zugabe der Elemente Vanadium und Scandium und die besondere Auswahl der übrigen Legierungsbestandteile einschließlich ihres jeweiligen Anteils deutlich dar. Deutlich wird aus dieser Gegenüberstellung auch, dass die beanspruchte Legierung W sich nicht als Summe oder anderweitig von diesen vorbekannten Legierungen ableiten ließe.

[0028] Für die Herstellung von Probestücken und die Durchführung von Festigkeitsuntersuchungen bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur wurden zwei typische Legierungszusammensetzungen der beanspruchten Legierung hergestellt und untersucht. Die beiden Legierungen W1 und W2 wiesen folgende chemische Zusammensetzung auf:

	W1	W2
Element	Gew.-%	Gew.-%
Si	0,51	0,50
Fe	0,092	0,084
Cu	4,06	4,22
Mn	0,186	0,207
Mg	0,591	0,586
Cr	0,009	0,013
Ni	0,002	0,009
Zn	0,009	0,007
Ti	0,128	0,059
Zr	0,146	0,059
V	0,131	0,115
Sc	0,137	0,089
Ag	0,46	0,49
Andere einzeln	0,05	0,05
Andere gesamt	0,15	0,15
Al	Rest	Rest

[0029] Des Weiteren wurden Probestücke der Vergleichslegierungen AA2016 und AA2618 hergestellt und entsprechend untersucht. Bezüglich der Sollzusammensetzung dieser Legierungen wird an dieser Stelle auf die Angaben in Figur 1 verwiesen.

[0030] Zur Ermittlung der Festigkeitseigenschaften wurde die Legierungen W1 und W2 im industriellen Maßstab zu Stranggussblöcken mit einem Durchmesser von 370 mm vergossen, wobei darauf geachtet worden ist, dass die Elemente Zirkon, Scandium und Vanadium beim Gießen der Barren ausreichend aufgelöst waren. Zu diesem Zweck ist die Schmelze in Bewegung gebracht worden, und zwar durch Generieren einer Konvektion in der Schmelze. Die Stranggussblöcke wurden zum Ausgleich der erstarrungsbedingten Kristallseigerungen homogenisiert. Die Blöcke wurden dazu zweistufig in einem Temperaturbereich von 500 °C bis 550 °C homogenisiert und abgekühlt. Nach dem Abdrehen der Gusshaut wurden die homogenisierten Blöcke auf ca. 400 °C vorgewärmt und zu Freiformschmiedestücken mit einer Dicke von 100 mm und einer Breite von 250 mm mehrfach umgeformt. Anschließend wurden die Freiformschmiedestücke aus Legierung W1 und W2 mindestens 2h bei 500 °C lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und anschließend zwischen 165 °C und 200 °C warm ausgehärtet. Den warmausgehärteten Freiformschmiedestücken wurden Zugproben entnommen, an denen die Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur in der Probenlage längs (L) ermittelt wurden. Die Ergebnisse sind in der nachstehenden Tabelle aufgeführt:

Legierung	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]
2016	446	490	11,1
2618	344	432	10,4
W1	399	449	8,1
W2	383	437	10,6

[0031] Zum Zwecke eines Vergleichs sind in der Tabelle zusätzlich die Festigkeitseigenschaften für Freiformschmiedestücke der Legierungen AA2016 und AA2618 im warmausgehärteten Zustand angegeben.

[0032] Höchste Festigkeit (Streckgrenze) zeigt die Legierung AA2016, gefolgt von W1, W2 und AA2618. Von allen Legierungen wird eine ausreichende Duktilität von > 8 % erreicht. Besonders herauszustellen an dieser Stelle ist, dass mit den Versuchslegierungen W1, W2 zwar nicht die Festigkeitswerte der Vergleichslegierung AA2016 erreicht werden konnten, jedoch die erzielten Festigkeitswerte diejenigen der anderen Vergleichslegierung AA2618 deutlich übersteigen. Für die in Rede stehenden Anwendungsfälle sind die Festigkeitswerte, die die Versuchslegierungen W1, W2 aufweisen hinreichend. Wesentlich ist, dass die Versuchslegierungen W1, W2, wie nachstehend unter Bezug auf Figur 2 beschrieben, gegenüber der bereits als kriechbeständig

geltenden Vergleichslegierung AA2618 eine erheblich bessere Kriechbeständigkeit aufweisen.

[0033] Bei einem Vergleich des Kriechverhaltens der als kriechbeständig bekannten Legierung AA2618 mit der Legierung W2 werden die Unterschiede besonders augenfällig. Dieser Vergleich ist in Figur 2 dargestellt. Figur 2 zeigt in dem Diagramm die Kriecheigenschaften der jeweiligen Legierung bei 190 °C und einer Kriechspannung von 200 MPa. Während die als besonders kriechbeständig bekannte und für derartige Zwecke bislang eingesetzte Legierung AA2618 bei dem vorbeschriebenen Versuchsaufbau bereits nach etwa 320 Stunden bricht und bereits bei etwa 230 Stunden eine plastische Dehnung von etwa 1 % erfahren hat, reichte die untersuchte Zeit von 500 h nicht, um die Versuchslegierung W2 zu einem Bruch zu führen. Im Zeitpunkt des Bruches des Probestückes aus der Legierung AA2618 war bei der Versuchslegierung W2 nur eine plastische Deformation von etwa 0,2% festzustellen. Die verbesserte Kriechbeständigkeit der beanspruchten Legierung gegenüber der besonders kriechbeständig geltenden Legierung AA2618 ist augenfällig.

[0034] Die Probestücke der weiteren Versuchslegierung W1 weisen eine Kriechbeständigkeit auf, die derjenigen, wie in Figur 2 in dem Diagramm anhand der Versuchslegierung W2 gezeigt, entspricht.

[0035] Die besonderen Eigenschaften der beanspruchten Legierung werden auch durch Vergleich dieser Legierung bzw. der beiden Versuchslegierungen W1, W2 mit vorbekannten Legierungen in einem Larsen-Miller-Diagramm deutlich. Figur 3 zeigt ein solches Diagramm. In dieser Darstellung sind die Festigkeitseigenschaften verknüpft mit einer Temperaturbeständigkeit aufgezeigt. Die als besonders kriechbeständig vorbekannte Legierung AA2618 zeichnet sich durch eine relativ geringe Neigung ihrer Bruchlinie aus. Die hohen statischen und dynamischen Anforderungen gerecht werdende Legierung AA2014 weist dagegen einen deutlich steileren Neigungswinkel ihrer Bruchlinie auf. Die Kurven dieser beiden Legierungen schneiden sich. Dies bedeutet, dass bei dem in dem Diagramm dokumentierten Versuchsaufbau zunächst die Legierung AA2214 höheren Spannungen standhält, und zwar in dem Kurvenabschnitt, der oberhalb der Kurve der Legierung AA2618 liegt, und mit zunehmender Temperatur und/oder Zeit hinsichtlich ihrer Bruchspannung sehr viel rascher abnimmt als die Legierung AA2618. Die Legierung AA2016 ist in dieses Diagramm zum Vergleich ebenfalls eingetragen. Da diese Kurve sich rechts von der Kurve der Legierung AA2014 befindet, wird deutlich, dass diese gegenüber der Legierung AA2014 langzeitbeständiger ist. Deutlich wird auch, dass die Legierung AA2016 bis zu einem bestimmten Zeitpunkt eine höhere Spannung zum Herbeiführen eines Bruches benötigt.

[0036] Diesen Kurven vorbekannter Aluminiumlegierungen gegenübergestellt ist der Bereich des Larsen-Miller-Diagramms, in dem die Werte von Halbzeugen oder Produkten, hergestellt mit der beanspruchten Legierung,

liegen. Konkret aufgetragen ist die Linie der Probenstücken der Versuchslegierungen W1 und W2, wobei bezüglich dieser Liniendarstellung zu berücksichtigen ist, dass diese Linie nicht die Bruchlinie darstellt, sondern den Zustand der Versuchsproben nach einer Versuchsdauer von 500 Stunden. Ein Bruch ist innerhalb dieser Zeit nicht eingetreten (siehe auch im Vergleich hierzu Figur 2). Daher werden die eingezeichneten Linien betreffend die Versuchslegierungen W1, W2 als Minimumlinien angesehen. Die tatsächlichen Bruchlinien der Versuchslegierungen W1, W2 liegen in dem Larsen-Miller-Diagramm sehr viel weiter rechts. Auch die Neigung dieser beiden Kurven dürfte vermutlich wesentlich geringer sein als eingezeichnet. Aus diesem Grunde ist die Darstellung eines Feldes gewählt worden, um die verbesserten Eigenschaften der beanspruchten Legierung den Eigenschaften der diskutierten vorbekannten Legierungen gegenüberstellen zu können. Das verbesserte Kriechverhalten der beanspruchten Legierung ist dem Larsen-Miller-Diagramm der Figur 3 deutlich entnehmbar.

Patentansprüche

1. Warmfeste Al-Cu-Mg-Ag-Legierung zur Herstellung von Halbzeugen oder Produkten, geeignet für die Anwendung bei höheren Temperaturen, mit hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften in Verbindung mit einer verbesserten Kriechbeständigkeit enthaltend:

- 0,3 - 0,7 % Gew. - % Silizium (Si)
- max. 0,15 Gew. - % Eisen (Fe)
- 3,5 - 4,7 Gew. - % Kupfer (Cu)
- 0,05 - 0,5 Gew. - % Mangan (Mn)
- 0,3 - 0,9 Gew. - % Magnesium (Mg)
- 0,02 - 0,15 Gew. - % Titan (Ti)
- 0,03 - 0,25 Gew. - % Zirkon (Zr)
- 0,1 - 0,7 Gew. - % Silber (Ag)
- 0,03 - 0,5 Gew. - % Scandium (Sc)
- 0,03 - 0,2 Gew. - % Vanadium (V)
- max. 0,05 Gew. - % andere, einzeln
- max. 0,15 Gew. - % andere, insgesamt
- Rest Aluminium.

2. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** diese

- 0,12 bis 0,15 Gew.-% Titan (Ti),
- 0,14 bis 0,16 Gew.-% Zirkon (Zr),
- 0,13 bis 0,17 Gew.-% Scandium (Sc) und
- 0,12 bis 0,15 Gew.-% Vanadium (V) enthält.

3. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Summe der Elemente Zirkon, Titan, Scandium und Vanadium kleiner oder gleich 0,4 Gew.-% beträgt.

4. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** diese

- 0,04 bis 0,06 Gew.-% Titan (Ti),
- 0,05 bis 0,07 Gew.-% Zirkon (Zr),
- 0,08 bis 0,10 Gew.-% Scandium (Sc) und
- 0,10 bis 0,12 Gew.-% Vanadium (V) enthält.

5. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** diese

- 0,45 bis 0,55 Gew.-% Silizium (Si),
- 4,10 bis 4,30 Gew.-% Kupfer (Cu),
- 0,15 bis 0,25 Gew.-% Mangan (Mn),
- 0,5 bis 0,7 Gew.-% Magnesium (Mg) und
- 0,40 bis 0,55 Gew.-% Silber (Ag) enthält.

6. Aluminiumlegierung nach einem der vorgehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Summe der Elemente Silber, Zirkon, Scandium und Vanadium mindestens 0,60 Gew.-% und maximal 1,1 Gew.-% beträgt.

7. Aluminiumlegierung nach einem der vorstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** diese die Elemente Silber und Scandium in einem Verhältnis Ag : Sc = 5 - 23 enthält.

8. Aluminiumlegierung nach einem der vorangehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** diese die Elemente Scandium und Zirkon mit einem Verhältnis Sc : Zr = 1 - 17 enthält.

9. Aluminiumlegierung nach einem der vorstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** diese die Elemente Silber und Vanadium mit einem Ag : V = 0,5 - 14 enthält.

10. Aluminiumlegierung nach einem der vorstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung einen Eisengehalt von max. 0,09 Gew.-% enthält.

11. Verfahren zur Herstellung eines Halbzeuges oder Produktes aus der Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **gekennzeichnet durch** die Schritte:

- (a) Gießen eines Barrens aus der Legierung mit ausreichender Auflösung der Elemente Zirkon, Scandium und Vanadium,
- (b) Homogenisierung des gegossenen Barrens bei einer Temperatur, die möglichst dicht unter der Anschmelztemperatur der Legierung liegt für eine Zeit, die ausreichend ist, eine möglichst gleichmäßige Verteilung der Legierungselemente im Gussgefüge zu erreichen, bevorzugt bei 485 bis 510 °C über einen Zeitraum von 10

bis 25 h,

(c) Warmumformen des homogenisierten Barrens **durch** Strangpressen, Schmieden (einschließlich Rückwärtsfließpressen) und/oder Walzen im Temperaturbereich von 280 bis 470 °C, 5

(d) Lösungsglühung des stranggepressten, geschmiedeten und/oder gewalzten Halbzeuges bei Temperaturen, die hoch genug sind, um die für die Aushärtung notwendigen Legierungselemente gleichmäßig im Gefüge verteilt in Lösung zu bringen, bevorzugt bei 480 bis 510 °C über einen Zeitraum von 30 min bis 8 h, 10

(e) Abschrecken des lösungsgeglühten Halbzeuges in Wasser mit einer Temperatur zwischen Raumtemperatur und 100 °C (kochendes Wasser) oder in Wasser - Glykol - Gemischen mit Temperaturen ≤ 50 °C und Glykolgehalten von bis zu 60 %, 15

(f) wahlweises Kaltumformen des abgeschreckten Halbzeuges **durch** Stauchen oder Recken um einen Betrag, der zu einer Reduzierung der Eigenspannungen führt, die bei der Abschreckung in kühlem Abschreckmedium entstanden sind, bevorzugt um 1 - 5 % und 20 25

(g) Warmaushärten des so abgeschreckten, wahlweise kaltgestauchten oder gereckten Halbzeuges bei Temperaturen, die dem geplanten Einsatzzweck angepasst sind, bevorzugt zwischen 80 und 210 °C über einen Zeitraum von 5 bis 35 h, bevorzugt 10 bis 25 h in einem 1-, 2- oder 3-stufigen Prozess. 30

12. Verfahren nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** vor dem Schritt des Gießens eines Barrens und während des Gießens des Barrens zum Zwecke der ausreichenden Auflösung der Elemente Zirkon, Scandium und Vanadium die Schmelze bewegt wird. 35 40

13. Verfahren nach Anspruch 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Schmelze durch Konvektion bewegt wird.

14. Verfahren nach Anspruch 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Schmelze in einem Induktionsofen erschmolzen wird. 45 50

55

Legierung	% Si	% Fe	% Cu	% Mn	% Mg	% Cr	% Ni	% Zn	% Ti	% V	% Ag	% Sc	% Zr	% B	% andere einzeln	gesamt	Al
2014	0,50 - 1,2	≤ 0,7	3,9 - 5,0	0,40 - 1,2	0,20 - 0,8	≤ 0,10	-	≤ 0,25	≤ 0,15	-	-	-	²⁾	-	≤ 0,05	≤ 0,15	Rest
2014 A	0,50 - 0,9	≤ 0,50	3,9 - 5,0	0,40 - 1,2	0,20 - 0,8	≤ 0,10	≤ 0,10	≤ 0,25	≤ 0,15	-	-	-	≤ 0,20 Ti + Zr	-	≤ 0,05	≤ 0,15	Rest
2214	0,50 - 0,9	≤ 0,30	3,9 - 5,0	0,40 - 1,2	0,20 - 0,8	≤ 0,10	-	≤ 0,25	≤ 0,15	-	-	-	³⁾	-	≤ 0,05	≤ 0,15	Rest
2618	0,10 - 0,25	0,9 - 1,3	1,9 - 2,7	-	1,3 - 1,8	-	0,9 - 1,2	≤ 0,10	0,04 - 0,10	-	-	-	-	-	≤ 0,05	≤ 0,15	Rest
2618 A	0,15 - 0,25	0,9 - 1,4	1,8 - 2,7	≤ 0,25	1,2 - 1,6	-	0,6 - 1,4	≤ 0,15	≤ 0,20	-	-	-	≤ 0,25 Ti + Zr	-	≤ 0,05	≤ 0,15	Rest
2016	0,30 - 0,7	≤ 0,15	3,5 - 4,5	0,10 - 0,50	0,30 - 0,80	-	-	-	0,05 - 0,15	-	0,30 - 0,7	-	0,10 - 0,25	-	≤ 0,05	≤ 0,15	Rest
W	0,3 - 0,7	≤ 0,15	3,5 - 4,7	0,05 - 0,5	0,3 - 0,9	-	-	-	0,02 - 0,15	0,05 - 0,2	0,1 - 0,7	0,03 - 0,5	0,03 - 0,25	-	≤ 0,05	≤ 0,15	Rest

Fig. 1

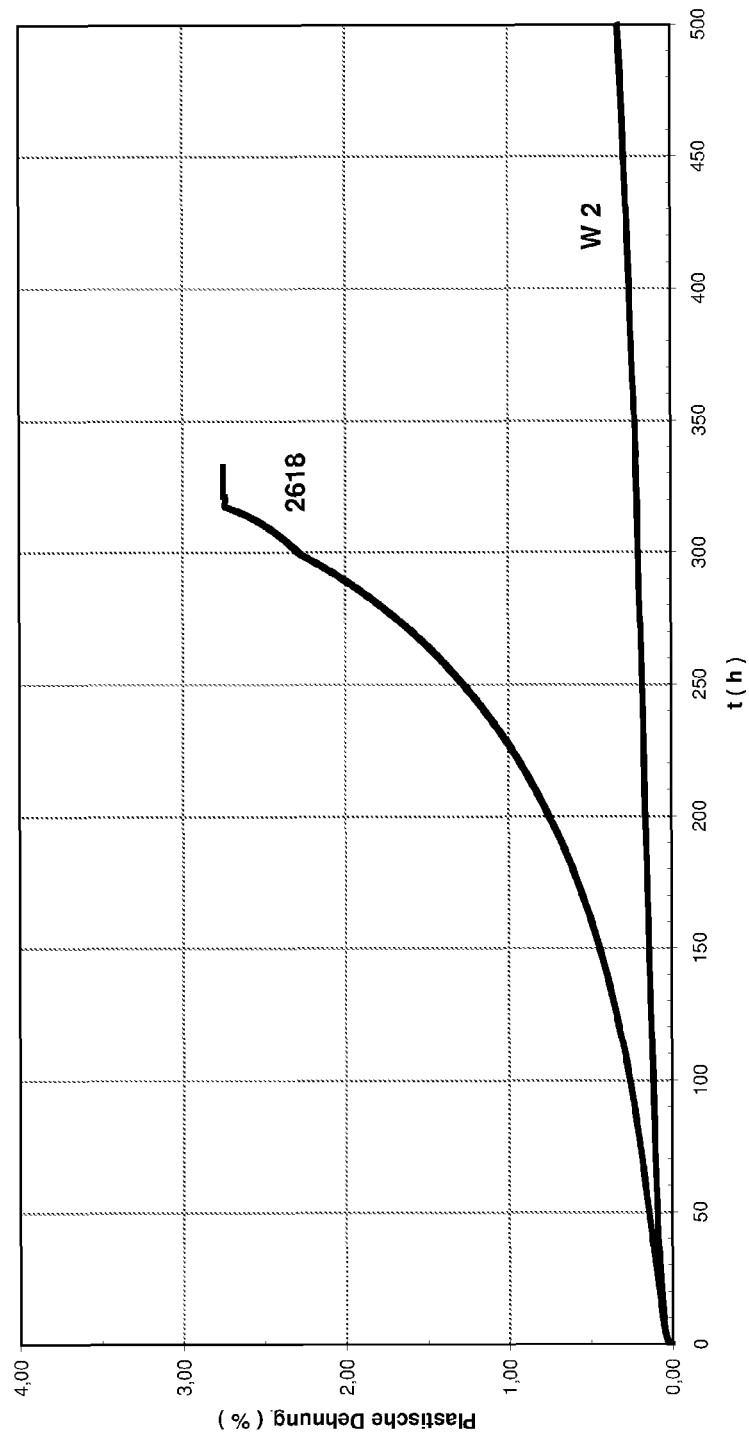


Fig. 2

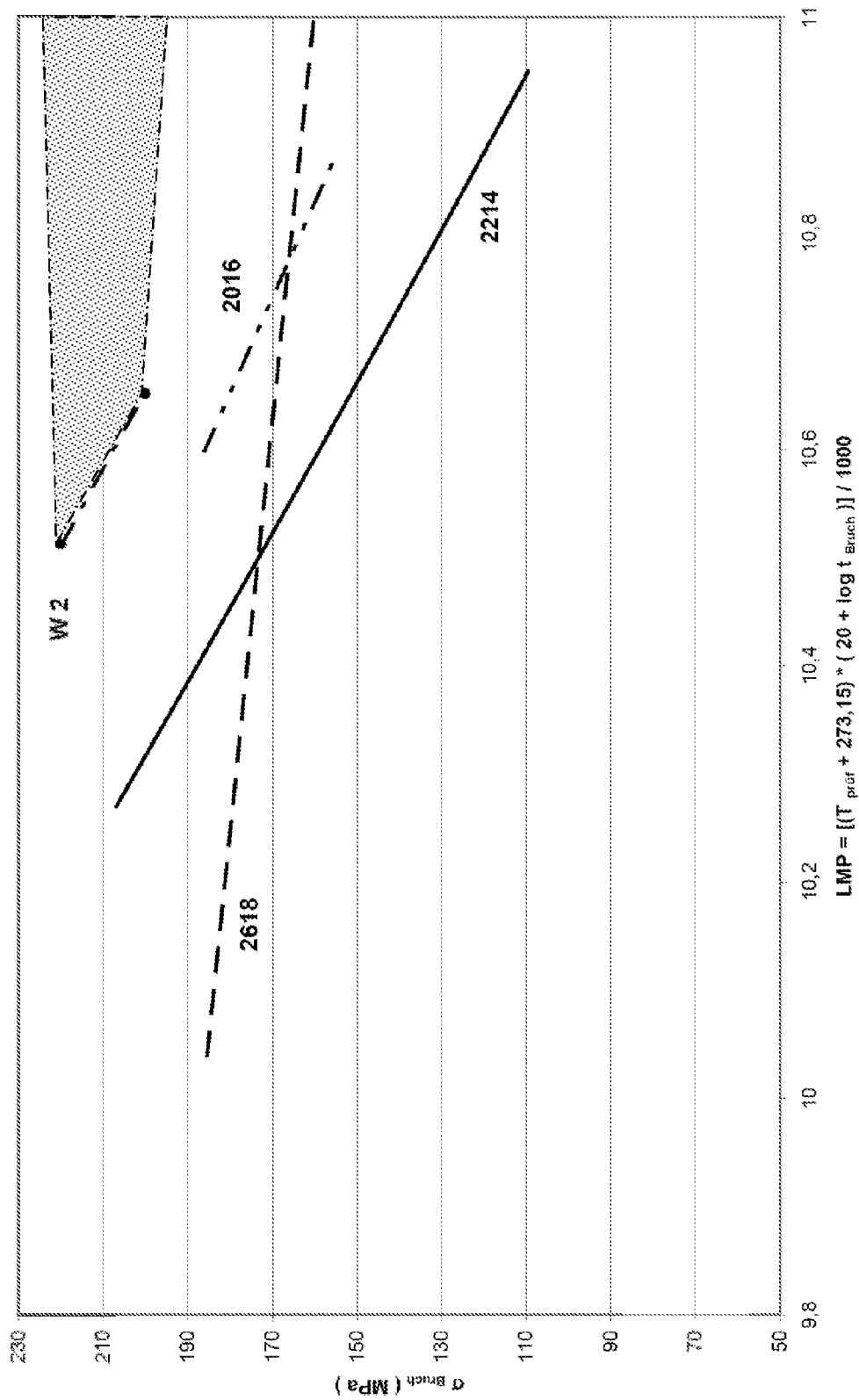


Fig. 3



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 11 17 7747

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	EP 1 518 000 A1 (FUCHS FA OTTO [DE]) 30. März 2005 (2005-03-30) * Absätze [0001], [0008], [0017] * -----	1,11	INV. C22C21/14 C22C21/16 C22F1/057
X	US 2008/029187 A1 (LIN JEN C [US] ET AL) 7. Februar 2008 (2008-02-07) * Absätze [0002], [0009], [0010], [0037], [0038], [0040], [0041] * -----	1	
X	US 2005/084408 A1 (CHO ALEX [US] ET AL) 21. April 2005 (2005-04-21) * das ganze Dokument * -----	1-14	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C22C C22F
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 3. November 2011	Prüfer Brown, Andrew
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

 1
EPO FORM 1503 03 82 (P04C03)

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

EP 11 17 7747

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentedokumente 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.

03-11-2011

Im Recherchenbericht angeführtes Patentedokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie			Datum der Veröffentlichung
EP 1518000	A1	30-03-2005	AT	303457 T		15-09-2005
			AU	2002368060 A1		19-01-2004
			DE	50204136 D1		06-10-2005
			WO	2004003244 A1		08-01-2004
			US	2005115645 A1		02-06-2005

US 2008029187	A1	07-02-2008	KEINE			

US 2005084408	A1	21-04-2005	BR	PI0410713 A		13-06-2006
			CA	2523674 A1		09-12-2004
			DE	04753336 T1		30-11-2006
			EP	1641952 A2		05-04-2006
			US	2007131313 A1		14-06-2007
			WO	2004106566 A2		09-12-2004

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

- EP 1518000 B1 **[0002]**

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminium and Wrought Aluminium Alloys. The Aluminum Association Inc, April 2006 **[0026]**