(19) Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

(11) **EP 2 559 779 B1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
13.01.2016 Patentblatt 2016/02

(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**

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

High temperature Al-Cu-Mg-Ag alloy and method for producing a semi-finished product or product from such an aluminium alloy

Alliage d'Al-Cu-Mg-Ag résistant à la chaleur et procédé de fabrication d'un demi-produit ou d'un produit à partir d'un tel alliage d'aluminium

(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

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
20.02.2013 Patentblatt 2013/08

(73) Patentinhaber: **Otto Fuchs KG**
58540 Meinerzhagen (DE)

(72) Erfinder:
- **Hilpert, Matthias Dr.-Ing.**
  51709 Marienheide (DE)
- **Terlinde, Gregor Dr.-Ing.**
  58540 Meinerzhagen (DE)
- **Witulski, Thomas Dr.-Ing.**
  58540 Meinerzhagen (DE)

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

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A1- 1 518 000
US-A1- 2005 084 408
US-A1- 2008 029 187

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 2 559 779 B1

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 Aluminiumlegierung 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 Kurzzeiteinsatz 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 Kurzzeiteinsatz 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. 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).

[0010] 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.

[0011] 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.

[0012] Zweckmäßig ist es, wenn der Eisengehalt der Legierung auf max. 0,09 Gew.-% begrenzt wird.

[0013] Die besonderen Eigenschaften der beanspruchten Al-Cu-Mg-Ag-Legier-ung 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).

[0014] Die Aluminiumlegierung enthält vorzugsweise 0,3 bis 0,6 Gew.-% Silber.

[0015] Silizium ist bevorzugt am Aufbau der Legierungseigenschaften zwischen 0,3 und 0,6 Gew.-% beteiligt.

[0016] Der Mangangehalt der Aluminiumlegierung wird bevorzugt auf 0,1 bis 0,3 Gew.-% eingestellt werden.

[0017] 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).

[0018] 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.

[0019] 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.

[0020] Vorteilhafterweise sind die Elemente Scandium und Zirkon in einem Verhältnis zwischen 1 und 17, vorzugsweise zwischen 6 und 12 in der Legierung enthalten.

[0021] 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.

[0022] 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 homogenisiertes Barrens durch Strangpressen, Schmieden (einschließlich Rückwärtsfließpressen) und/oder Walzen im Temperaturbereich von 280 bis 470 °C,

(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,
(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.

[0023] 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.

[0024] 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 kriechbeständig angesehenen Legierung und

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

[0025] 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.

[0026] 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.

[0027] 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

[0028] Des Weiteren wurden Probestücke der Ver-

gleichslegierungen AA2016 und AA2618 hergestellt und entsprechend untersucht. Bezüglich der Sollzusammensetzung dieser Legierungen wird an dieser Stelle auf die Angaben in Figur 1 verwiesen.

[0029] 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

[0030] Zum Zwecke eines Vergleichs sind in der Tabelle zusätzlich die Festigkeitseigenschaften für Freiformschmiedestücke der Legierungen AA2016 und AA2618 im warmausgehärteten Zustand angegeben.

[0031] 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.

[0032] 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.

[0033] 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.

[0034] 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.

[0035] 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 Probenstü-

cken 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 gegenüber stellen 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 Legierungsele-

mente im Gussgefüge zu erreichen, bevorzugt bei 485 bis 510 °C über einen Zeitraum von 10 bis 25 h,
(c) Warmumformen des homogenisiertes Barrens **durch** Strangpressen, Schmieden (einschließlich Rückwärtsfließpressen) und/oder Walzen im Temperaturbereich von 280 bis 470 °C,
(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,
(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.

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.

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.

Claims

1. High-temperature Al-Cu-Mg-Ag alloy for producing semi-finished products or products suitable for use at higher temperatures, with high static and dynamic strength properties, in conjunction with improved creep resistance, containing:

0.3 - 0.7 % by weight	silicon (Si)
Max. 0.15 % by weight	iron (Fe)
3.5 - 4.7 % by weight	copper (Cu)
0.05 - 0.5 % by weight	manganese (Mn)
0.3 - 0.9 % by weight	magnesium (Mg)
0.02 - 0.15 % by weight	titanium (Ti)
0.03 - 0.25 % by weight	zirconium (Zr)
0.1 - 0.7 % by weight	silver (Ag)
0.03 - 0.5 % by weight	scandium (Sc)
0.03 - 0.2 % by weight	vanadium (V)
Max. 0.05 % by weight	other, individual
Max. 0.15 % by weight	other, total

remainder aluminium.

2. Aluminium alloy according to claim 1, **characterised in that** this contains

0.12 to 0.15 % by weight	titanium (Ti)
0.14 to 0.16 % by weight	zirconium (Zr)
0.13 to 0.17 % by weight	scandium (Sc) and
0.12 to 0.15 % by weight	vanadium (V)

3. Aluminium alloy according to claim 1 or 2, **characterised in that** the sum total of the elements zirconium, titanium, scandium, and vanadium amounts to less than or equal to 0.4 % by weight.

4. Aluminium alloy according to claim 1, **characterised in that** this contains

0.04 to 0.06 % by weight	titanium (Ti)
0.05 to 0.07 % by weight	zirconium (Zr)
0.08 to 0.10 % by weight	scandium (Sc) and
0.10 to 0.12 % by weight	vanadium (V)

5. Aluminium alloy according to any one of claims 1 to 4, **characterised in that** this contains

0.45 - 0.55 % by weight	silicon (Si)
4.10 - 4.30 % by weight	copper (Cu)
0.15 - 0.25 % by weight	manganese (Mn)
0.5 - 0.7 % by weight	magnesium (Mg)
0.40 - 0.55 % by weight	silver (Ag)

6. Aluminium alloy according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the sum total of the elements silver, zirconium, scandium, and vana-

dium amounts to at least 0.60 % by weight and maximum 1.1 % by weight.

7. Aluminium alloy according to any one of the preceding claims, **characterised in that** this contains the elements silver and scandium in a proportion of Ag : Sc = 5 - 23.

8. Aluminium alloy according to any one of the preceding claims, **characterised in that** this contains the elements scandium and zirconium in a proportion of Sc : Zr = 1-17.

9. Aluminium alloy according to one of the preceding claims, **characterised in that** this contains the elements silver and vanadium in a proportion of Ag : V = 0.5-14.

10. Aluminium alloy according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the aluminium alloy contains an iron content of max. 0.09 % by weight.

11. Method for producing a semi-finished product or product according to any one of claims 1 to 10, **characterised by** the steps:

(a) casting a bar of the alloy with adequate dissolution of the elements zirconium, scandium, and vanadium,
(b) homogenization of the cast bar at a temperature which is as close as possible below the melting temperature of the alloy for a period of time which is sufficient for the most uniform distribution possible of the alloy elements to be obtained in the cast structure, preferably at 485 to 510 ºC, over a period from 10 to 25 hours,
(c) hot-forming of the homogenized bar by extrusion, forging (including backward extrusion) and/or rolling in the temperature range from 280 to 470ºC,
(d) solutionizing or solution annealing of the extruded, forged, and/or roller semi-finished product at temperatures which are high enough for the alloying elements necessary for the precipitation hardening distributed uniformly in the microstructure to be brought into solution, preferably at 480 to 510 ºC, over a period from 30 minutes to 8 hours,
(e) quenching of the solutionized or solution annealed semi-finished product in water at a temperature between room temperature and 100 ºC (boiling water) or in water-glycol mixtures with temperatures ≤ 50 ºC and glycol contents of up to 60%,
(f) optional cold working of the quenched semi-finished product by upsetting or drawing by an amount which leads to a reduction of the internal stresses which occur during quenching in a cool quenching medium, preferably by 1 - 5 %, and
(g) hot precipitation hardening of the semi-finished product which has in this way been quenched, and optionally cold-upset or drawn, at temperatures which are adjusted to the planned purpose of use, preferably between 80 and 210 ºC, over a period from 5 to 35 hours, preferably 10 to 25 hours, in a 1, 2, or 3-step process.

12. Method according to claim 11, **characterised in that**, before the step of casting of a bar and during the casting of the bar, for the purpose of adequate dissolution of the elements zirconium, scandium, and vanadium, the heats are moved.

13. Method according to claim 12, **characterised in that** the heats are moved by convection.

14. Method according to claim 13, **characterised in that** the heats are melted in an induction furnace.

Revendications

1. Alliage d'Al-Cu-Mg-Ag résistant à la chaleur destiné à fabriquer des produits semi-finis ou finis, convenant pour une utilisation à des températures élevées, avec des propriétés de résistance statiques et dynamiques élevées associées à une résistance au fluage améliorée, contenant :

- 0,3 - 0,7 % en poids silicium (Si)
- max 0,15 % en poids fer (Fe)
- 3,5 - 4,7 % en poids cuivre (Cu)
- 0,05 - 0,5 % en poids manganèse (Mn)
- 0,3 - 0,9 % en poids magnésium (Mg)
- 0,02 - 0,15 % en poids titane (Ti)
- 0,03 - 0,25 % en poids zircon (Zr)
- 0,1 - 0,7 % en poids argent (Ag)
- 0,03 - 0,5 % en poids scandium (Sc)
- 0,03 - 0,2 % en poids vanadium (V)
- max. 0,05 % en poids autres, individuellement
- max 0,15 % en poids autres, au total
- reste aluminium

2. Alliage d'aluminium selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** celui-ci contient :

- 0,12 à 0,15 % en poids titane (Ti)
- 0,14 à 0,16 % en poids zircon (Zr)
- 0,13 à 0,17 % en poids scandium (Sc) et
- 0,12 à 0,15 % en poids vanadium (V).

3. Alliage d'aluminium selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** le total des éléments zircon, titane, scandium et vanadium est inférieur ou égal à 0,4 % en poids.

4. Alliage d'aluminium selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** celui-ci contient :

   - 0,04 à 0,06 % en poids titane (Ti)
   - 0,05 à 0,07 % en poids zircon (Zr)
   - 0,08 à 0,10 % en poids scandium (Sc) et
   - 0,10 à 0,12 % en poids vanadium (V).

5. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications 1 à 4, **caractérisé en ce que** celui-ci contient :

   - 0,45 à 0,55 % en poids silicium (Si)
   - 4,10 à 4,30 % en poids cuivre (Cu)
   - 0,15 à 0,25 % en poids manganèse (Mn)
   - 0,5 à 0,7 % en poids magnésium (Mg) et
   - 0,40 à 0,55 % en poids argent (Ag).

6. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** le total des éléments cuivre, zircon, scandium et vanadium est au moins de 0,60 % en poids et au maximum de 1,1 % en poids.

7. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** celui-ci contient les éléments argent et scandium selon une proportion Ag : Sc = 5 - 23.

8. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** celui-ci contient les éléments scandium et zircon selon une proportion Sc : Zr = 1 - 17.

9. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** celui-ci contient les éléments argent et vanadium selon une proportion Ag : V = 0,5 - 14.

10. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** l'alliage d'aluminium contient une proportion de fer au maximum de 0,09 % en poids.

11. Procédé de fabrication d'un produit semi-fini ou fini en alliage d'aluminium selon l'une des revendications 1 à 10 **caractérisé par** les étapes suivantes :

    (a) Coulage d'un lingot en alliage avec une dissolution suffisante des éléments zircon, scandium et vanadium,
    (b) Homogénéisation du lingot coulé à une température située juste sous la température du début de fusion de l'alliage pendant un temps suffisant pour obtenir une répartition la plus régulière possible des éléments de l'alliage dans la structure métallurgique, de façon privilégiée à 485 à 510 °C pendant une durée de 10 à 25 h,
    (c) Formage à chaud du lingot homogénéisé, par filage, forgeage (y compris filage inverse) et/ou laminage à une plage de température de 280 à 470 °C,
    (d) Recuit de mise en solution du produit semi-fini filé, forgé et/ou laminé à des températures suffisamment élevées pour mettre en solution les éléments de l'alliage nécessaires au durcissement, répartis de façon homogène dans la structure, de façon privilégiée à une température de 480 à 510 °C pendant une durée de 30 minutes à 8 h,
    (e) Trempe du produit semi-fini recuit dans l'eau à une température située entre la température ambiante et 100 °C (eau bouillante) ou dans des mélanges d'eau - glycol à des températures ≤ 50 °C et à des taux de glycol allant jusqu'à 60 %,
    (f) Au choix formage à froid du produit semi-fini trempé par refoulement ou étirage dans une proportion qui entraîne une réduction des efforts résiduels, qui se sont produits au cours de la trempe dans le fluide frais de refroidissement, de façon privilégiée de 1 à 5 % et
    (g) Durcissement à chaud du produit semi-fini, qui a été trempé de cette manière et, au choix, refoulé à froid ou étiré, à des températures qui sont adaptées à l'utilisation prévue, de façon privilégiée entre 80 et 210 °C pendant une durée de 5 à 35 h, de façon privilégiée de 10 à 25 h, au cours d'un processus à 1, 2 ou 3 niveaux.

12. Procédé selon la revendication 11, **caractérisé en ce que** avant l'étape de coulage du lingot et pendant le coulage du lingot la matière en fusion est mise en mouvement afin d'obtenir une dissolution suffisante des éléments zircon, scandium et vanadium.

13. Procédé selon la revendication 12, **caractérisé en ce que** la matière en fusion est mise en mouvement par convection.

14. Procédé selon la revendication 13, **caractérisé en ce que** la matière en fusion est mise en fusion dans un four à induction.

Legierung	% Si	% Fe	% Cu	% Mn	% Mg	% Cr	% Ni	% Zn	% Ti	% V	% Ag	% Sc	% Zr	% B	% andere einzeln	% andere 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	-	-	-	2)	-	≤ 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 - 1,8	-	0,8 - 1,4	≤ 0,15	≤ 0,20	-	-	-	≤ 0,25 Ti+Zr	-	≤ 0,05	≤ 0,15	Rest
2618	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

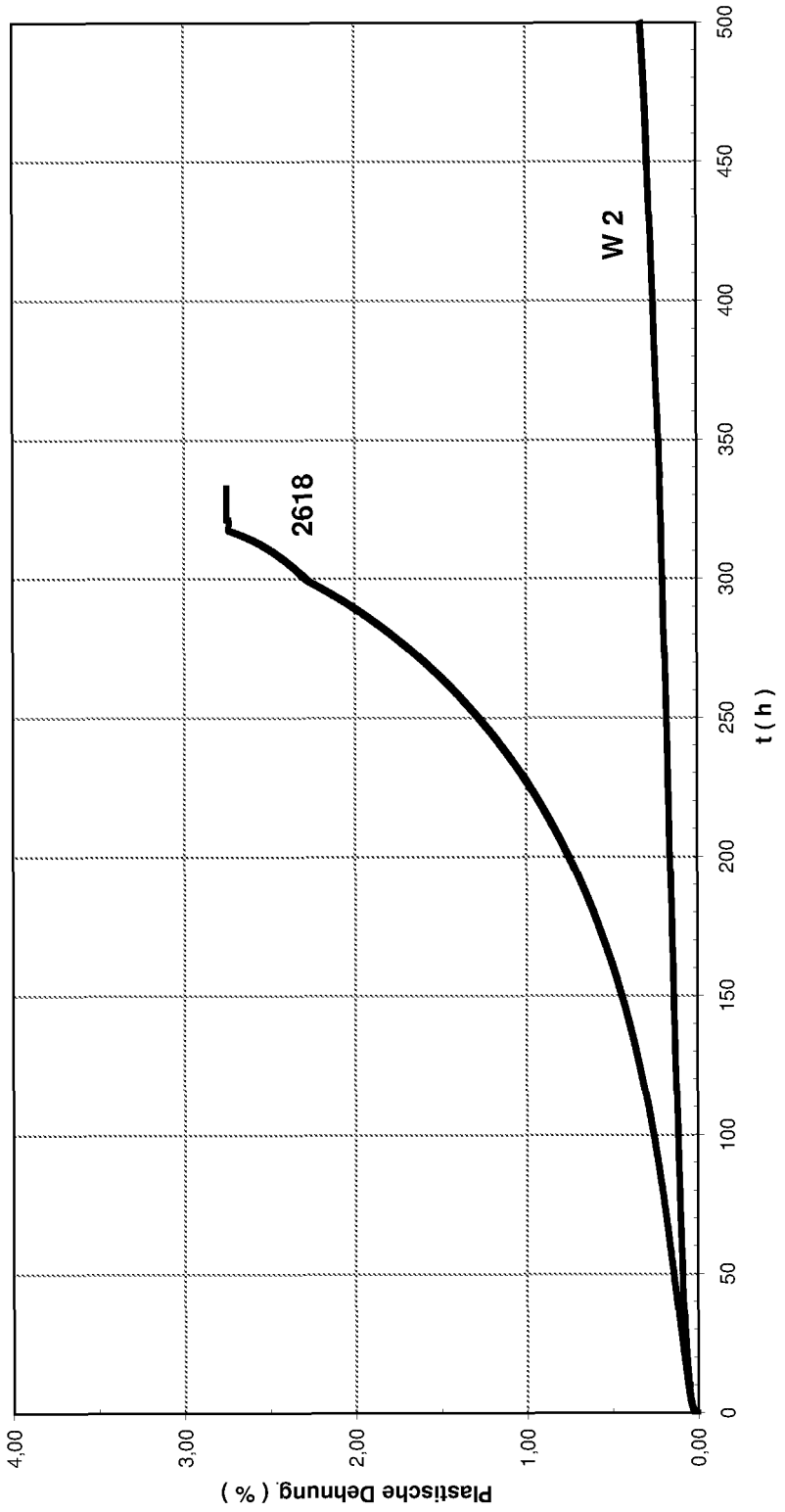

Plastische Dehnung (%)
4,00
3,00
2,00
1,00
0,00
0
50
100
150
200
250
300
350
400
450
500
t (h)
2618
W 2

Fig. 2

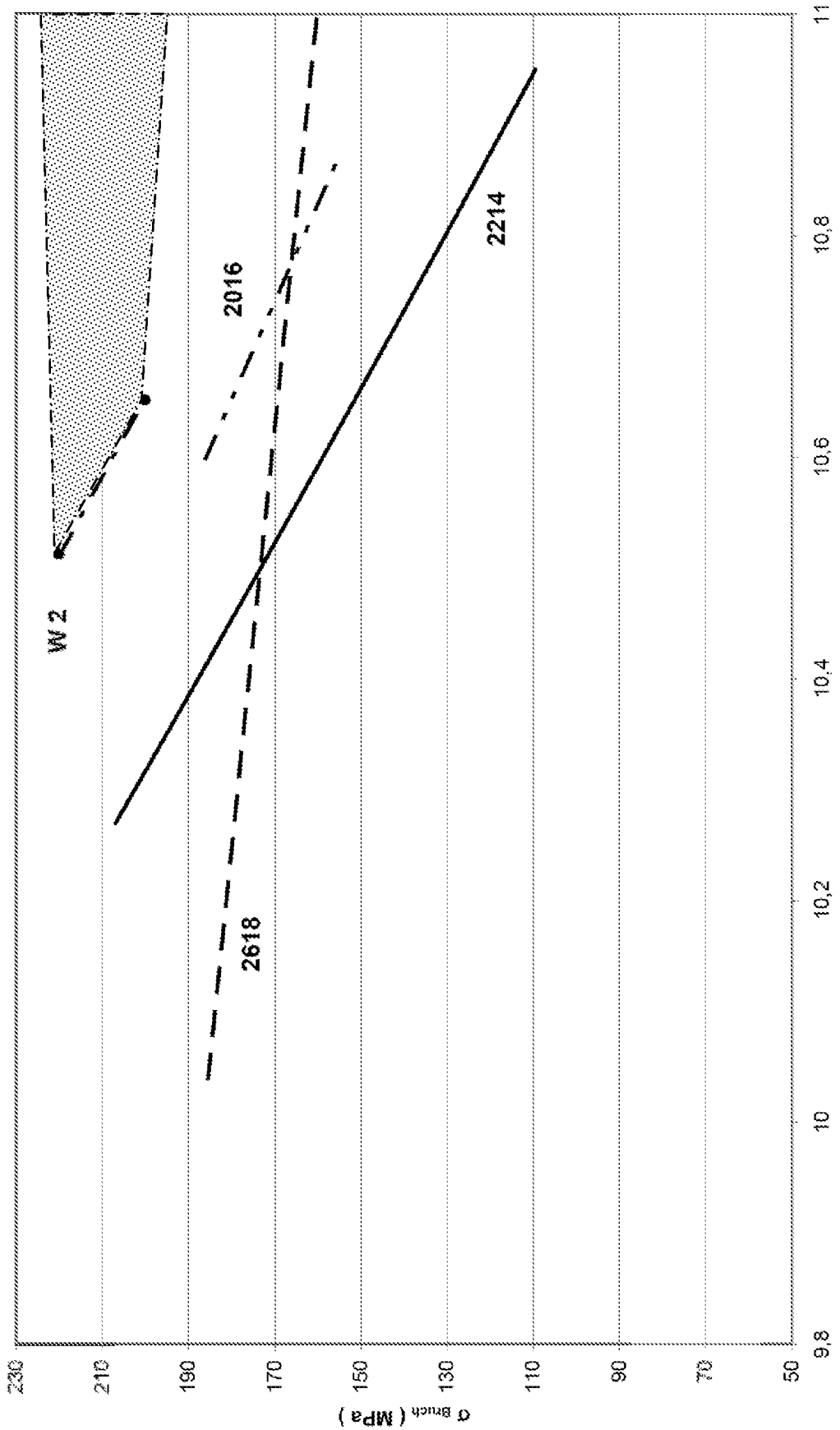

σ Bruch (MPa)
230
210
190
170
150
130
110
90
70
50
9,8
10
10,2
10,4
10,6
10,8
11
LMP = [(T prüf + 273,15) * (20 + log t Bruch)] / 1000
W 2
2016
2618
2214

Fig. 3

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 **[0025]**