



(11) **EP 1 683 882 B2**

(12) **NEUE EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**
Nach dem Einspruchsverfahren

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des
Hinweises auf die Entscheidung über den Einspruch: **21.07.2010 Patentblatt 2010/29** (51) Int Cl.: **C22C 21/10** (2006.01) **C22F 1/053** (2006.01)

(45) Hinweis auf die Patenterteilung:
17.10.2007 Patentblatt 2007/42

(21) Anmeldenummer: **05111026.0**

(22) Anmeldetag: **21.11.2005**

(54) **Abschreckunempfindliche Aluminiumlegierung sowie Verfahren zum Herstellen eines Halbzeuges aus dieser Legierung**

Aluminium alloy with low quench sensitivity and process for the manufacture of a semi-finished product of this alloy

Alliage d'Aluminium avec sensibilité à la trempe réduite et procédé de fabrication d'un produit demi-final lors de cet alliage

(84) Benannte Vertragsstaaten:
DE ES FR GB IT

(30) Priorität: **19.01.2005 DE 102005002390**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
26.07.2006 Patentblatt 2006/30

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

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

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

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A- 1 241 275 EP-A1- 1 241 275
WO-A2-03//085145 FR-A- 2 853 667
JP-A- 8 295 976 JP-A- 58- 161 747
US-A- 3 943 039 US-A- 3 945 861
US-A- 4 049 474 US-A- 4 063 936
US-A- 4 629 517

- "Aluminium and Aluminium alloys" 1993, ED. J.R. DAVIS, ASM INTERNATIONAL , MATERIALS PARC, OH , XP002369750 * Seite 265 - Seite 274 *
- H.J. KOLKMAN, W.G.J. 'THART, L. SCHRA: "Quench sensitivity of airframe aluminium alloys" 1988, STRENGTH OF METALS AND ALLOYS (ICSMA 8), PROC. OF THE 8TH INTERNATIONAL CONFERENCE , PERGAMON PRESS, OXFORD , XP009062512 * das ganze Dokument *
- G. FISCHER, F.W. LYNKER, M. MARKWORTH: "Eine abschreckunempfindliche AlZnMgCu-Legierung mit Zusätzen von Chrom, Zirkon und Silber" ALUMINIUM, Bd. 48, Nr. 6, 1972, Seiten 413-418, XP009062511
- extrait de "Teal sheets, the Aluminum Association" Revised October 2002
- "Investigations into the Possibility of Reducing Quench-Sensitivity in High- Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloys", H.A. Holl, Journal of the Institute of Metals, 1969, Vol 97, pages 200 - 205
- "Kupferhaltige AlZnMg-Knetlegierungen - Eigenschaften und Entwicklungstendenzen, Teil I : Schrifttumsauswertung" ALUMINIUM vOL 48, 1972 PAGES 724-733
- "Effects of copper on precipitation and quench sensitivity of AlZnMg alloys" R:J. Livak and J.M. Papazian, Scripta Metallurgica, 1984, Vol 18 pp483-488
- K.R. Van Horn, Editor "Aluminum Vol III Fabrication and Finishing", American Society for Metals, 1967, pp 22-24
- J.E. Hatch, Editor "Aluminium, properties and physical metallurgy", ASM, 1984, S. 165

EP 1 683 882 B2

- | | |
|--|--|
| <ul style="list-style-type: none">• Druck der Abbildung 24 von D13 in Internationalen Einheiten• ASM Specialty Handbook Aluminium and aluminium alloys, eds. J.R. Davis, 1993, Seiten 41, 45 und 46 Entwicklung der Abschreckempfindlichkeit der Legierung 7046 | <ul style="list-style-type: none">• Aerospace Structural Metals Handbook, Eds. 1997, Vol. 3, Seite 5 |
|--|--|

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft eine abschreckunempfindliche Aluminiumlegierung zur Herstellung hochfester, eigenspannungsarmer Schmiedestücke und hochfester Strangpress- und Walzprodukte. Ferner betrifft die Erfindung ein Verfahren zum Herstellen eines Halbzeuges aus einer solchen Aluminiumlegierung.

[0002] Für die Luft- und Raumfahrtindustrie werden hochfeste Aluminiumlegierungen zum Herstellen vor allem von tragenden Rumpf-, Flügel- und Fahrwerksteilen benötigt, die sowohl bei statischer als auch bei dynamischer Beanspruchung eine hohe Festigkeit aufweisen. Die geforderten Festigkeitseigenschaften können bei vorgenannten Halbzeugen durch Einsatz von Legierungen der 7000-Gruppe (7xxx-Legierung) entsprechend der von der Aluminum Association (AA) vorgenommenen Klassifizierung von Aluminiumlegierungen erreicht werden.

[0003] Gesenkschmiedestücke für hoch beanspruchte Teile in der Luft- und Raumfahrt werden beispielsweise aus den Legierungen AA 7075, AA 7175, AA 7475 und besonders bevorzugt aus den Legierungen AA 7049 und AA 7050 im amerikanischen Raum und aus den Legierungen AA 7010, AA 7049A und AA 7050A im europäischen Raum eingesetzt.

[0004] Aus WO 02/052053 A1 ist eine hochfeste Aluminiumlegierung des vorgenannten Typs mit einem gegenüber früheren Legierungen desselben Typs erhöhten Zinkgehalt, gekoppelt mit einem reduzierten Kupfer- und Magnesiumgehalt bekannt. Der Kupfer- und Magnesiumgehalt bei dieser vorbekannten Legierung beträgt zusammen weniger als 3,5 %. Der Kupfergehalt selbst wird mit 1,2 - 2,2 Gew.-%, bevorzugt mit 1,6 - 2,2 Gew.-% angegeben. Zusätzlich zu den Elementen Zink, Magnesium und Kupfer enthält diese vorbekannte Legierung zwingend eines oder mehrere Elemente aus der Gruppe Zirkon, Scandium und Hafnium mit maximalen Anteilen von 0,4 Gew.-% Zirkon, 0,4 Gew.-% Scandium und 0,3 Gew.-% Hafnium.

[0005] Damit die aus einer der vorgenannten Legierungen hergestellten Halbzeuge, also beispielsweise die Schmiedestücke, die stranggepressten Profile oder die gewalzten Platten die gewünschten Festigkeit erhalten, werden die Halbzeuge einer besonderen Wärmebehandlung unterzogen. Diese beinhaltet ein Abschrecken von Lösungsglühtemperatur, zumeist verbunden mit einer nachfolgenden Kaltumformung bei mittleren Dicken von mehr als 50 mm. Die Kaltumformung dient zur Reduzierung der beim Abschrecken induzierten Spannungen. Der Schritt des Kaltumformens kann durch ein Kaltstauchen oder auch durch ein Recken des Halbzeuges typischerweise um 1 - 3% erfolgen. Die hergestellten Halbzeuge sollen möglichst eigenspannungsarm sein, um bei der weiteren Bearbeitung der Halbzeuge einen unerwünschten Verzug zu minimieren. Zudem sollen die Halbzeuge und dementsprechend auch die daraus hergestellten Fertigteile eigenspannungsarm sein, um dem Konstrukteur die Möglichkeit zu geben, das gesamte Werkstoffpotential zu nutzen. Aus diesem Grunde sind beispielsweise für die Legierungen AA 7050 sowie AA 7010 die zum Herstellen von Teilen für die Luft- und Raumfahrttechnik einzusetzenden Verfahrensschritte und auch die maximale Dicke der zur Herstellung der Teile verwendeten Halbzeuge genormt bzw. vorgeschrieben. Die maximale zugelassene Dicke beträgt 200 mm und setzt voraus, dass nach dem Abschrecken das Halbzeug zwingend einem Kaltumformschritt aus vorgenannten Gründen unterzogen wird. Bei Strangpress- und Walzprodukten ist ein Kaltumformen aufgrund der in aller Regel einfachen Geometrie durch Recken in Längsrichtung relativ einfach zu erreichen. Bei geometrisch komplizierten Schmiedestücken ist dagegen die Erzielung eines gleichmäßig hohen Stauchgrades - wenn überhaupt - nur mit einem hohen Aufwand möglich. Im Zuge der Konzeption größerer Flugzeuge werden auch immer größere und insbesondere dickere Schmiedeteile benötigt.

[0006] US 4 629 517 A offenbart ein Aluminiumprodukt mit guten Festigkeitseigenschaften und einem guten Korrosionswiderstand, wenn dieses im T76-Zustand vorliegt. Das Aluminiumprodukt besteht aus einer AA 7xxx-Legierung, die 0,08 Gew.-% Si, 0,29 Gew.-% Fe, 0,20 Gew.-% Cu, 0,03 Gew.-% Mn, 2,5 Gew.-% Mg, 0,03 Gew.-% Cr, 7,1 Gew.-% Zn, 0,12 Gew.-% Zr und 0,06 Gew.-% Ti besteht. Das in diesem Dokument beschriebene Verfahren eignet sich jedoch nur zum Herstellen von Aluminiumprodukten, die eine Dicke von wenigen Millimetern aufweisen. Zur Herstellung von Halbzeugen mit mittleren und größeren Dicken und den geforderten Festigkeiten eignet sich die in diesem Dokument beschriebene Legierung nicht.

[0007] In "Aluminum and Aluminium Alloys" (1993) edited by J.R. Davies - ASM International Materials Park (Seiten 265 - 274) sind Verfahren beschrieben, mit denen sich Aluminiumhalbzeuge mit Dicken von bis zu 114 mm herstellen lassen. Hierzu werden unter anderem auch die bereits eingangs genannten AA 7xxx-Legierungen verwendet. Dieses Dokument offenbart jedoch nicht, mit welcher Legierung und mit welchen Verfahren sich Aluminiumhalbzeuge mit größeren Dicken, als im Dokument angegebenen, herstellen lassen.

[0008] Es ist daher Aufgabe der Erfindung, eine weitgehend abschreckunempfindliche, hochfeste Aluminiumlegierung mit gleichen oder besseren Festigkeitseigenschaften wie die Legierungen AA 7010 und AA 7050 zur Verfügung zu haben, die gleichzeitig bei großen Dicken nach einer Kaltumformung niedrige innere Abschreckeigenspannungen aufweist und aus der außerdem Halbzeuge mit einer mittleren Dicke mit hoher Festigkeit und Bruchzähigkeit hergestellt werden können, ohne dass zur Reduzierung von beim Abschrecken induzierten Eigenspannungen zwingend ein Kaltumformschritt benötigt wird.

[0009] Des Weiteren liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zum Herstellen eines Halbzeuges mit

den gewünschten Eigenschaften aus dieser Legierung vorzuschlagen.

[0010] Gelöst wird die legierungsbezogene Aufgabe durch eine hochfeste abschreckunempfindliche Aluminiumlegierung mit den Merkmalen des Anspruchs 1.

[0011] Die verfahrensbezogene Aufgabe wird mit einem Verfahren gemäß Anspruch 9 oder dem Anspruch 12 gelöst.

[0012] Die im Rahmen dieser Ausführungen benutzten Begriffe bezüglich der Dicke sind nachfolgend definiert: Halbzeuge mittlerer Dicke weisen Vergütungsdicken von 50 - 180 mm auf. Halbzeuge mit einer größeren Dicke weisen eine Vergütungsdicke von >180 mm auf.

[0013] Mit der erfindungsgemäßen abschreckunempfindlichen Legierung können mit den gewünschten hohen statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften bei gleichzeitig guter Bruchzähigkeit und gutem Spannungs-Riss-Korrosionsverhalten auch Halbzeuge in einer Dicke von mehr als 200 mm, insbesondere von 250 mm und mehr hergestellt werden. Nur bei diesen größeren Dicken wird zweckmäßigerweise ein Kaltumformschritt zum Abbau der abschreckinduzierten Eigenspannungen durchgeführt.

[0014] Darüber hinaus können für mittlere Dicken aus der Legierung hergestellte Halbzeuge nach der Lösungsglühung mild z. B. in einem Glykol-Wasser-Gemisch abgekühlt werden können, ohne dass die sehr guten Werkstoffeigenschaften nach einer anschließenden Warmauslagerung nennenswert beeinträchtigt werden. Aus diesem Grund entfällt bei mittleren Dicken der Schritt einer Kaltumformung, da die bei dem milden Abkühlen induzierten Eigenspannungen unkritisch niedrig liegen. Daher ist es mit dieser Legierung möglich, Halbzeuge im mittleren Dickenbereich auf einfachere und kostengünstigere Art und Weise, nämlich ohne einen ansonsten notwendigen Kaltumformschritt herzustellen.

[0015] Die vorbeschriebenen vorteilhaften Eigenschaften der Legierung können auch ausgenutzt werden, um den Herstellungsprozess eines Teiles, für dessen Herstellung ein Halbzeug größerer Ausgangsdicke benötigt wird und das nach seiner Bearbeitung eine mittlere Dicke aufweist, zu vereinfachen. Ein solches beispielsweise geschmiedetes Halbzeug größerer Dicke wird nach dem Schritt des Warmumformens zerspanend vorbearbeitet. Die Vorbearbeitung ist so ausgelegt, dass das dann im Zuge der Warmbehandlung abzuschreckende Halbzeug eine solche, zur Herstellung des Fertigteils ohnehin notwendige Dickenreduzierung erfährt, dass das vorbearbeitete Halbzeug ohne Durchführen eines ansonsten für größere Dicken notwendigen Kaltumformschrittes einer Warmbehandlung mit mildem Abschrecken (Glykol-Wasser-Gemisch) unterzogen werden kann.

[0016] Mit der erfindungsgemäßen Legierung können somit Halbzeuge mit einer mittleren Dicke durch Glykol-Wassergemische milde abgeschreckt werden, während bei Halbzeugen größerer Dicke ein solches mildes Abschrecken aufgrund der erforderlichen Mindestabkühlgeschwindigkeit nicht mehr zweckmäßig ist, so dass diese in Wasser abgeschreckt werden. In folge dessen werden diese Halbzeuge anschließend einer Kaltumformung unterworfen, etwa einem Stauchen oder Recken um 1 - 5 %.

[0017] Die erzielten vorgenannten Eigenschaften des aus dieser Legierung hergestellten Halbzeuges sind unerwartet, da entgegen der sich aus dem Stand der Technik ergebenden Vorgaben der Kupfergehalt deutlich geringer ist als dieses bei vorbekannten hochfesten Aluminiumlegierungen der Fall war. Gemäß einem bevorzugten Ausführungsbeispiel beträgt der Kupfergehalt nur 0,8 - 1,1 Gew.-%. Damit beträgt der Kupfergehalt lediglich etwa 50% des bevorzugten Kupfergehaltes der aus WO 02/052053 A1 bekannten Aluminiumlegierungen. Dass dennoch sehr hohe Festigkeitswerte erzielt werden, ist überraschend. Es wird angenommen, dass diese Eigenschaften in der ausgeglichenen Zusammenstellung der Legierungsbestandteile begründet sind, wozu auch die relativ hohen Zinkgehalte und der daran angepasste Magnesiumgehalt zu zählen sind. In der ausgewogenen Zusammenstellung der nur in engen Grenzen zugelassenen Legierungselemente ist vorgesehen, dass die Summe der Elemente Magnesium, Kupfer und Zink mindestens 9 Gew.-% beträgt. Darüber hinaus weist die Legierung ein Zink : Magnesium-Verhältnis auf, das zwischen 4,4 und 5,3 beträgt. Es hat sich gezeigt, dass die gewünschten Festigkeitseigenschaften nur dann erreicht werden können, wenn die Elemente Magnesium, Kupfer und Zink in der Summe mehr als 9 Gew.-% und das Zink : Magnesium-Verhältnis aufweisen. Diese Merkmale der Legierung sind ein Maß dafür, dass die mit der Legierung hergestellten Produkte die gewünschten Festigkeitseigenschaften aufweisen. Dieses Regulativ bestimmt gleichfalls die Aushärtbarkeit der mit der Legierung hergestellten Halbzeuge.

[0018] Besonders hohe statische und dynamische Festigkeitseigenschaften und eine besondere Abschreckunempfindlichkeit bei gleichzeitig hoher Bruchzähigkeit erhält man, wenn der Kupfergehalt 0,8 - 1,1 Gew.-% und der Magnesiumgehalt 1,6 - 1,8 Gew.-% beträgt. Damit liegt der Kupfergehalt deutlich unter der maximalen Löslichkeit für Kupfer in Gegenwart des vorgenannten Magnesiumgehaltes. Dieses hat zur Folge, dass der Anteil an unlöslichen, kupferhaltigen Phasen auch unter Berücksichtigung der übrigen Legierungs- und Begleitelemente sehr gering ist. Dieses hat unmittelbar eine Verbesserung der dynamischen Eigenschaften und der Bruchzähigkeit zur Folge.

[0019] Zur weiteren Festigkeitssteigerung der Legierung kann ein Silberzusatz vorteilhaft sein. Aus wirtschaftlichen Gründen wird man den Gehalt auf 0,2 - 0,7%, insbesondere auf 0,20 - 0,40 Gew.-% begrenzen.

[0020] Der Mangangehalt der Legierung wurde auf maximal 0,5 Gew.-% beschränkt. Mangan scheidet sich in Al-Zn-Cu-Mg-Legierungen bei der Homogenisierung der Stranggussbarren in Form von fein verteilten Manganaluminiden aus, die außerdem noch einen Teil des in der Legierung als Verunreinigung vorhandenen Eisens enthalten können. Diese Manganaluminide sind hilfreich bei der Rekristallisationskontrolle des Gefüges bei der Warmbehandlung des umge-

formten Halbzeuges. Erfahrungsgemäß sinkt mit steigendem Mangangehalt die Durchhärthbarkeit einer Al-Zn-Cu-Mg-Legierung. Aus diesem Grunde ist der Mangangehalt begrenzt.

[0021] Ausgeglichen wird die reduzierte Wirkung des Mangans hinsichtlich der Gefügekontrolle durch einen Zirkonzusatz. Dieser beträgt gemäß einem bevorzugten Ausführungsbeispiel 0,14 - 0,20 Gew.-%. Zirkon scheidet sich ebenfalls bei der Homogenisierung der Stranggussbarren in Form von Zirkonaluminiden aus dem Gefüge aus. Diese Aluminide sind in der Regel feindisperser ausgebildet als die Manganaluminide. Deshalb sind sie besonders hilfreich im Hinblick auf die Rekristallisationskontrolle. Die gebildeten Zirkonaluminide werden nicht durch die vorgesehene Warmbehandlung vergrößert und sind in den gewählten Temperaturbereichen im Gegensatz zu Manganaluminiden stabil. Aus diesem Grunde ist Zirkon notwendiger Bestandteil der Legierung.

[0022] Das in der Legierung enthaltene Titan dient vornehmlich der Kornfeinung beim Stranggießen. Bevorzugt werden 0,03 - 0,1 Gew.-% Titan, insbesondere 0,03 - 0,06 Gew.-% Titan zulegiert.

[0023] Fakultativ kann die Legierung 0,001 - 0,03 Gew.-% Bor enthalten. Des Weiteren kann die Legierung max. 0,2 Gew.-% Cer und max. 0,30 Gew.-% Scandium aufweisen.

[0024] Die gewünschten Eigenschaften werden erreicht, wenn die angegebenen Legierungsbestandteile anteilmäßig in dem angegebenen Bereich eingesetzt werden. Mit einer Legierung, bei der eines oder mehrere Legierungsbestandteile einen Anteil aufweisen, der außerhalb des angegebenen Bereiches liegt, können Halbzeuge nicht mehr mit den geforderten Eigenschaften hergestellt werden.

[0025] Hergestellt werden die Halbzeuge aus dieser Legierung mit folgenden Schritten:

- Gießen von Barren aus der Legierung;
- Homogenisierung der gegossenen Barren bei einer Temperatur, die möglichst dicht unter Anschmelztemperatur der Legierung liegt für eine Aufheiz- und Haltezeit, die ausreichend ist, eine möglichst gleichmäßige und feine Verteilung der Legierungselemente im Gussgefüge zu erreichen, bevorzugt bei 460 - 490°C;
- Warmumformen der homogenisierten Barren durch Schmieden, Strangpressen und/oder Walzen im Temperaturbereich von 350 - 440°C;
- Lösungsglühen des warmumgeformten Halbzeuges bei Temperaturen, die hoch genug sind, um die für die Aushärtung notwendigen Legierungselemente gleichmäßig im Gefüge verteilt in Lösung zu bringen, bevorzugt bei 465 - 500°C;
- Abschrecken der lösungsgeglühten Halbzeuge in Wasser mit einer Temperatur zwischen Raumtemperatur und 100°C oder in einem Wasser-Glykol-Gemisch oder in einem Salzgemisch mit Temperaturen zwischen 100°C und 170°C; und
- Warmaushärten des abgeschreckten Halbzeuges einstufig oder mehrstufig, wobei Aufheizraten, Haltezeiten und Temperaturen auf die Optimierung der Eigenschaften eingestellt werden.

[0026] Besonders bevorzugt ist ein Verfahren, bei dem das Warmaushärten des abgeschreckten Halbzeuges zweistufig erfolgt, wobei in der ersten Stufe das Halbzeug auf eine Temperatur von mehr als 100°C erwärmt und für mehr als acht Stunden auf dieser Temperatur gehalten wird und in der zweiten Stufe auf mehr als 130°C erwärmt und für mehr als fünf Stunden erwärmt wird. Diese beiden Schritte können unmittelbar im Anschluss nacheinander durchgeführt werden. Ohne Nachteile hinsichtlich der gewünschten Eigenschaften des Halbzeuges in Kauf zu nehmen, kann das mit der ersten Stufe behandelte Halbzeug auch Abkühlen und die zweite Stufe des Warmaushärtens zu einem späteren Zeitpunkt vorgenommen werden.

[0027] Bei größeren Dicken kann es notwendig sein, dass trotz der Abschreckunempfindlichkeit der Legierung das Halbzeug zum Reduzieren der beim Abschrecken entstandenen Eigenspannungen einem Kaltumformschritt nach dem Schritt des Abschreckens unterworfen werden muß. Zweckmäßigerweise erfolgt dieses durch Stauchen oder Recken des Halbzeuges um typischerweise 1 - 5 %.

BEISPIELE:

[0028] Zum Erstellen von Probestücken zum Durchführen der notwendigen Festigkeitsuntersuchungen wurden zwei typische Legierungszusammensetzungen der beanspruchten Aluminiumlegierung eingesetzt. Die beiden Legierungen Z1, Z2 wiesen folgende Zusammensetzung auf:

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Ti + Zr
Legierung Z1	0,05	0,05	0,95	0,39	1,70	0,002	8,35	0,035	0,12	0,155
Legierung Z2	0,04	0,07	0,90	0,004	1,65	0,001	8,50	0,025	0,12	0,145

[0029] Die Legierungen Z1, Z2 wurden im industriellen Maßstab zu Stranggussblöcken mit einem Durchmesser von 370 mm vergossen. Die Stranggussblöcke wurden zum Ausgleich der erstarrungsbedingten Kristallseigerungen homogenisiert. Die Blöcke wurden zweistufig in einem Temperaturbereich von 465°C - 485°C homogenisiert und abgekühlt.

Beispiel 1:

[0030] Nach dem Abdrehen der Gushaut der auf diese Weise hergestellten Blöcke wurden die homogenisierten Blöcke auf 370°C vorgewärmt und zu Freiformschmiedestücken mit einer Dicke von 250 mm und zu einer Breite von 500 mm mehrfach umgeformt.

[0031] Anschließend wurden die Freiformschmiedestücke aus Legierung Z1 und Z2 mindestens 4 Stunden bei 485°C lösungsgeglüht, in Wasser von Raumtemperatur abgeschreckt und anschließend zwischen 100°C und 160°C warm ausgehärtet, wobei das Warmaushärten zweistufig vorgenommen worden ist. In der ersten Stufe wurde das Halbzeug auf mehr als 100°C erwärmt und auf dieser Temperatur für mehr als acht Stunden gehalten. Die im Anschluss an die erste Stufe durchgeführte zweite Stufe erfolgte bei einer Temperatur von mehr als 130°C für mehr als fünf Stunden.

[0032] Den warmausgehärteten Freiformschmiedestücken wurden Zugproben entnommen, an denen die Festigkeitseigenschaften der Raumtemperatur in den Probenlagen "lang" (L), "lang-quer" (LT) und "kurz-quer" (ST) ermittelt wurden. Die durchschnittlichen Festigkeitseigenschaften der Legierung Z1 und Z2 für eine Dicke von 250 mm bei Wasserabschreckung ist in der nachfolgenden Tabelle wiedergegeben:

Legierung	Belastungsrichtung	R_{p02} (MPa)	R_m (MPa)	A_5 (%)
Z 1	L	504	523	11,2
	LT	502	533	5,2
	ST	498	522	8,0
Z 2	L	520	528	8,6
	LT	508	530	4,0
	ST	511	525	5,1

[0033] Die Ergebnisse lassen erkennen, dass die R_{p02} und R_m -Werte für alle drei Belastungsrichtungen nahezu identisch sind und für die Streckgrenze (R_{p02}) über 490 MPa und Zugfestigkeit über 520 MPa liegen. Die A_5 -Werte sind für die L-Richtung am höchsten und erreichen für die beiden Querrichtungen mindestens 4% Bruchdehnung (A_5). An Kompakt-Zug-Proben ($W = 50$ mm) aus den gleichen Freiformschmiedestücken wurde die Bruchzähigkeit K_{IC} in den Probenlagen L-T und T-L nach ASTM - E 399 ermittelt. Die K_{IC} -Werte sind nachfolgend wiedergegeben:

Legierung	Prüfrichtung	Lage	K_{IC} (MPa $\sqrt{m}$)	$R_{p0,2}$ (MPa)
Z 1	L-T	Rand	30,5	529
	L-T	Kern	32,9	504
	T-L	Rand	23,1	516
	T-L	Kern	20,4	502
Z 2	L-T	Rand	30,3	514
	L-T	Kern	35,9	520
	T-L	Rand	23,6	514
	T-L	Kern	21,8	508

[0034] An Rundproben wurde für die LT- und die ST-Lage die Spannungs-Riss-Korrosionsbeständigkeit gemäß ASTM G47 (Wechseltauchversuch) ermittelt. Die Ergebnisse sind nachfolgend für die Legierung Z1 wiedergegeben:

EP 1 683 882 B2

Belastungsrichtung	Spannung (MPa)	Dauer (Tage)	Elektr. Leitfähigkeit (% IACS)
LT	320	> 30	34,7
ST	320	>30	

[0035] Für beide Prüfrichtungen ergeben sich bei einer Spannung von 320 MPa Lebensdauern von mehr als 30 Tagen. In typischen Spezifikationen für hochfeste Al-Legierungen, wie beispielsweise zu AA 7050 werden diese Lebensdauern bei Mindestspannungen von 240 MPa gefordert. Dieses bedeutet, dass die neue Legierung trotz deutlich höherer Festigkeit verglichen mit der Legierung AA 7050 gleichzeitig eine Spannungsrisskorrosionsbeständigkeit aufweist, die deutlich über dem Mindestwert für AA 7050 liegt.

[0036] Analog wurden Schmiedestücke mit den gleichen Parametern aus der Legierung Z1 hergestellt. Zusätzlich wurden die Schmiedestücke nach dem Lösungsglühen und der Abschreckung in die kurze Querrichtung (ST) zur Verminderung der Abschreckeingspannungen kaltgestaucht. Nach der anschließenden Aushärtung, die entsprechend der vorgenannten Parameter zweistufig durchgeführt worden ist, wurden die Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur in den Probenlagen "lang" (L), "lang-quer" (LT) und "kurz-quer" (ST) ermittelt. Die Ergebnisse sind in der nachfolgenden Tabelle für die Legierung Z1 aufgeführt:

Legierung	Belastungsrichtung	R _{p02} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)
Z 1	L	504	523	11,2
	LT	502	533	5,2
	ST	498	522	8,0
Z 1 + Kaltstauchen	L	448	501	11,1
	LT	468	516	6,7
	ST	417	498	10,8

[0037] Die Ergebnisse lassen erkennen, dass die R_{p02}- und R_m-Werte für alle drei Belastungsrichtungen niedriger liegen und der niedrigste Wert für die kurze Querrichtung (ST) gefunden wurde. Die A₅-Werte sind für die L-Richtung am höchsten und erreichen für die beiden Querrichtungen mindestens 6% Bruchdehnung (A₅). Durch eine Verkürzung der zweiten Aushärtungsstufe lässt sich der Festigkeitsabfall reduzieren. An Kompakt-Zug-Proben (W = 50 mm) aus den gleichen Freiformschmiedestücken wurde die Bruchzähigkeit K_{IC} in den Probenlagen L-T und T-L nach ASTM-E 399 ermittelt. Die K_{IC}-Werte sind in der nachfolgenden Tabelle wiedergegeben:

Legierung	Prüfrichtung	Lage	K _{IC} (MPa √m)	R _{p0,2} (Mpa)
Z 1	L-T	Rand	30,5	529
	L-T	Kern	32,9	504
	T-L	Rand	23,1	516
	T-L	Kern	20,4	502
Z 1 + Kaltstauchen	L-T	Rand	38,9	485
	L-T	Kern	42,2	448
	T-L	Rand	23,9	474
	T-L	Kern	21,9	468

Beispiel 2:

[0038] In einer weiteren Untersuchungsreihe wurden Freiformschmiedestücke mit einer Dicke von 150 mm und einer Breite von 500 mm aus Legierung Z1 hergestellt und entsprechend dem vorbeschriebenen Beispiel nach dem Lösungsglühen in Wasser bzw. in einem Wasser-Glykol-Gemisch mit ca. 20% bzw. ca. 40% abgeschreckt und wie vorbeschrieben warmausgelagert. Ein Schmiedestück wurde zusätzlich nach dem Abschrecken in Wasser kaltgestaucht. An Zugproben, die den Schmiedestücken in den Richtungen "lang" (L), "lang-quer" (LT) und "kurz-quer" (ST) entnommen wurden,

EP 1 683 882 B2

wurde der Einfluss der unterschiedlichen Abkühlmedien dargestellt. Die durchschnittlichen Festigkeitseigenschaften der Legierung Z1 für eine Dicke von 150 mm für unterschiedliche Abkühlbehandlungen sind nachfolgend wiedergegeben:

Abschreckmedium	Belastungsrichtung	R _{p02} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)
Wasser (RT)	L	551	573	10,3
	LT	515	544	7,5
	ST	505	549	8,0
Wasser (RT) + Kaltstauchen	L	491	537	12,8
	LT	465	520	8,7
	ST	430	513	8,5
Wasser/ Glykol (16-20%)	L	545	566	12,5
	LT	520	547	7,2
	ST	512	548	8,3
Wasser/ Glykol (38-40%)	L	503	529	12,2
	LT	493	525	5,0
	ST	487	526	5,6

[0039] Die Ergebnisse zeigen, dass eine Verminderung der Abkühlgeschwindigkeit durch Glykolverzögerer kaum einen Einfluss auf die Festigkeitswerte der Legierung hat. Die Duktilität nimmt nur minimal mit sinkender Abkühlgeschwindigkeit bzw. steigendem Glykolverzögerergehalt ab.

[0040] An Kompakt-Zug-Proben (W = 50 mm) aus den gleichen Freiformschmiedestücken wurde die Bruchzähigkeit K_{IC} in den Probenlagen L-T und T-L nach ASTM-E 399 ermittelt. Die K_{IC}-Werte sind in nachfolgender Tabelle enthalten:

Abschreckmedium	Prüfrichtung	K _{IC} (MPa √m)	R _{p02} (MPa)
Wasser (RT)	L-T	36,8	551
	T-L	23,8	515
Wasser (RT) + Kaltstauchen	L-T	39,1	491
	T-L	24,1	465
Wasser/ Glykol (16-20%)	L-T	28,2	545
	T-L	20,7	520
Wasser/ Glykol (38-40%)	L-T	35,4	503
	T-L	18,5	493

[0041] Für die L-T Lage ist keine eindeutige Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit erkennbar, für die T-L Lage ist dagegen ein Trend zu leicht niedrigeren Werten mit abnehmender Abkühlgeschwindigkeit zu sehen.

Beispiel 3:

[0042] Zur Ermittlung der Festigkeitseigenschaften wurde in noch einem weiteren Beispiel die Legierung Z1 analog zu dem ersten Beispiel vergossen und Blöcke für das Strangpressen hergestellt.

[0043] Nach dem Abdrehen der Gusschicht wurden die homogenisierten Blöcke auf über 370°C vorgewärmt und zu Strangpressprofilen mit einem Rechteckquerschnitt von einer Dicke von 40 mm und zu einer Breite von 100 mm verpresst.

[0044] Anschließend wurden die Profile mindestens 4 Stunden bei 485°C lösungsgeglüht, in Wasser von Raumtemperatur abgeschreckt und anschließend zwischen 100°C und 160°C warm in zwei Stufen (erste Stufe: >100°C, >8h; zweite Stufe: >130°C, >5h) ausgehärtet.

[0045] Den warmausgehärteten Strangpressprofilen wurden Zugproben entnommen, an denen die Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur in den Probenlagen "lang" (L), "lang-quer" (LT) und "kurz-quer" (ST) ermittelt wurden.

EP 1 683 882 B2

Die durchschnittlichen Festigkeitseigenschaften der Legierung Z1 für ein stranggepresstes Rechteckprofil (40 x 100 mm) bei Wasserabkühlung mit nachfolgendem Recken sind in nachfolgender Tabelle wiedergegeben:

Belastungsrichtung	R _{p02} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)
L	600	609	9,3
LT	554	567	7,1
ST	505	561	7,5

[0046] Die Resultate lassen erkennen, dass die R_{p02}- und R_m-Werte mit Werten von 600 MPa bzw. 609 MPa in der L-Richtung am höchsten und in der ST-Richtung am niedrigsten liegen, mit Werten von 505 MPa und 561 MPa. Die A₅-Werte sind für die L-Richtung am höchsten und erreichen für die beiden Querrichtungen mindestens 7% Bruchdehnung (A₅). An Kompakt-Zug-Proben (w = 50 mm) aus dem gleichen Strangpressprofil wurde die Bruchzähigkeit K_{IC} in den Probenlagen L-T und T-L nach ASTM-E 399 ermittelt. Die durchschnittlichen bruchmechanischen Eigenschaften der Legierung Z1 des stranggepressten Rechteckprofils (40 x 100 mm) bei Wasserabschreckung sind in nachfolgender Tabelle enthalten:

Prüfrichtung	K _{IC} (MPa √m)	R _{p02} (MPa)
L-T	50,9	600
T-L	30,7	554

[0047] **Figur 1** zeigt ein Diagramm zum Darstellen des Festigkeitsverhaltens verschiedener AA 7xxx-Legierungen in Abhängigkeit von der mittleren Abkühlgeschwindigkeit während des Abschreckens von der Lösungsglühtemperatur. Deutlich erkennbar ist in dieser Darstellung, dass der Festigkeitsverlust bei Einsatz der beanspruchten Aluminiumlegierung auch bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten erheblich geringer ist als bei den Vergleichslegierungen AA 7075, AA 7010 und AA 7050.

[0048] Die im Rahmen der Beschreibung der Erfindung ermittelten Festigkeitswerte der mit der beanspruchten Legierung hergestellten Produkte/Halbzeuge sind insbesondere hinsichtlich der Spannungs-Riss-Korrosionsbeständigkeit gegenüber Produkten vorbekannter Legierungen erheblich verbessert, was ein Ergebnis darstellt, das in der sich darstellenden Form nicht vorhersehbar war. Interessant sind die dargestellten Ergebnisse auch dahingehend, dass die beschriebenen Festigkeitswerte sich insbesondere bei nur zweistufig durchgeführtem Warmaushärten darstellen lassen.

Patentansprüche

1. Abschreckunempfindliche Aluminiumlegierung zur Herstellung hochfester, eigenspannungsarmer Schmiedestücke und hochfester Strangpress- und Walzprodukte bestehend aus:

- 7,0 - 10,5 Gew.-% Zink,
- 1,0 - 2,5 Gew.-% Magnesium,
- 0,1 - 1,15 Gew.-% Kupfer
- 0,06 - 0,25 Gew.-% Zirkon,
- 0,02 - 0,15 Gew.-% Titan,
- max. 0,5 Ges.-% Mangan,
- max. 0,6 Ges.-% Silber,
- max. 0,10 Gew.-% Silizium
- max. 0,10 Ges.-% Eisen,
- max. 0,04 Gew.-% Chrom
- sowie fakultativ eines oder mehrere Elemente der Gruppe Hafnium, Scandium, Strontium und/oder Vanadium mit einem summarischen Gehalt von max. 1,0 Gew.-%
- sowie fakultativ 0,001 - 0,03 Gew.-% Bor,
- nebst sonstigen Verunreinigungen mit Anteilen von max. 0,05 Gew.-% pro Element und einem Gesamtanteil von max. 0,15 Gew.-%,
- Rest: Aluminium,
- wobei die Summe der Legierungselemente Zink und Magnesium und Kupfer mindestens 9 Gew.-% beträgt und

- wobei das Zink : Magnesium-Verhältnis der Legierung zwischen 4,4 und 5,3 beträgt.

2. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung 1,6 - 1,8 Gew.-% Magnesium und 0,8 - 1,1 Gew.-% Kupfer enthält.

3. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung 0,8-1,1 Gew.-% Kupfer und 0,3 - 0,5 Gew.-% Mangan enthält.

4. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung 0,8 - 1,1 Gew.-% Kupfer und max. 0,03 Gew.-% Mangan enthält.

5. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung 0,2 - 0,3 Gew.-% Kupfer und 0,25 - 0,40 Gew.-% Silber enthält.

6. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung 0,10 - 0,15 Gew.-% Titan enthält.

7. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung max. 0,30 Gew.-% Scandium und max. 0,2 Gew.-% Vanadium oder Hafnium oder Cer enthält.

8. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Eisen- und Siliziumgehalt jeweils max. 0,08 Gew.-% beträgt.

9. Verfahren zum Herstellen eines hochfesten, eigenspannungsarmen Halbzeuges aus einer Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8 mit folgenden Schritten:

- Warmumformen der homogenisierten Barren durch Schmieden, Strangpressen und/oder Walzen im Temperaturbereich von 350 - 440°C;

- Lösungsglühen des warmumgeformten Halbzeuges bei Temperaturen, die hoch genug sind, um die für die Aushärtung notwendigen Legierungselemente gleichmäßig im Gefüge verteilt in Lösung zu bringen, bevorzugt bei 465 - 500°C;

- Abschrecken der lösungsgeglühten Halbzeuge in Wasser, in einem Wasser-Glykol-Gemisch oder in einem Salzgemisch mit Temperaturen zwischen 100°C und 170°C;

- Kaltumformen des abgeschreckten Halbzeuges zur Reduzierung der bei der Abschreckung in dem Abschreckmedium entstandenen Eigenspannungen; und

- Warmaushärten des abgeschreckten Halbzeuges einstufig oder mehrstufig, wobei Aufheizraten, Halteseiten und Temperaturen auf die Optimierung der geforderten Werkstoffeigenschaften eingestellt werden.

10. Verfahren nach Anspruch 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Schritt des Kaltumformens durch Stauchen oder Recken des Halbzeuges durchgeführt wird.

11. Verfahren nach Anspruch 9 oder 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Kaltumformrate 1 - 5 % beträgt.

12. Verfahren zum Herstellen eines hochfesten, eigenspannungsarmen Halbzeuges mit einer Vergütungsdicke von 50 - 180 mm aus einer Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8 mit folgenden Schritten:

- Warmumformen der homogenisierten Barren durch Schmieden, Strangpressen und/oder Walzen im Temperaturbereich von 350 - 440°C;

- Lösungsglühen des warmumgeformten Halbzeuges bei Temperaturen, die hoch genug sind, um die für die Aushärtung notwendigen Legierungselemente gleichmäßig im Gefüge verteilt in Lösung zu bringen, bevorzugt bei 465 - 500°C;

- Abschrecken der lösungsgeglühten Halbzeuge in Wasser, in einem Wasser-Glykol-Gemisch oder in einem Salzgemisch mit Temperaturen zwischen 100°C und 170°C; und

- Warmaushärten des abgeschreckten Halbzeuges einstufig oder mehrstufig, wobei Aufheizraten, Haltezeiten und Temperaturen auf die Optimierung der geforderten Werkstoffeigenschaften eingestellt werden.

13. Verfahren nach Anspruch 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** nach dem Schritt der Warmumformung ein Halbzeug größerer Dicke vorliegt, das vor der nachfolgenden Warmbehandlung im Wege einer Vorzerspannung zerspanend

bearbeitet wird, um durch die zerspanende Bearbeitung die Dicke des Halbzeuges soweit zu reduzieren, dass dieses vorbearbeitete Halbzeug eine mittlere Dicke aufweist und die anschließende Warmbehandlung den für Halbzeuge mittlerer Dicke entsprechenden Erfordernissen durchgeführt wird.

5

Claims

10

1. Aluminium alloy that is not sensitive to quenching and is used for producing high-strength forged pieces that are low in internal stress, and for high-strength extruded and rolled products, the said alloy being composed of:

15

- 7.0 - 10.5 percent by weight zinc,
- 1.0 - 2.5 percent by weight magnesium,
- 0.1 - 1.15 percent by weight copper,
- 0.06 - 0.25 percent by weight zirconium,
- 0.02 - 0.15 percent by weight titanium,
- Maximum of 0.5 percent by weight manganese,
- Maximum of 0.6 percent by weight silver,
- Maximum of 0.10 percent by weight silicon,
- Maximum of 0.10 percent by weight iron,
- Maximum of 0.04 percent by weight chrome
- and, as an option, one or more elements form the group hafnium, scandium, strontium and/or vanadium with a summary content of a maximum of 1.0 percent by weight
- and, as an option, 0.001 - 0.03 percent by weight boron,
- and, as an option, a maximum of 0.2 percent by weight cerium and a maximum of 0.30 percent by weight scandium,
- and, as an option, a maximum of 0.2 percent by weight cerium
- together with other contaminants with proportions of a maximum of 0.05 percent by weight per element and an overall proportion of a maximum of 0.15 percent by weight,
- remainder: aluminium,
- wherein the sum of the alloy elements zinc and magnesium and copper is at least 9 percent by weight and
- wherein the ratio of zinc to magnesium in the alloy is between 4.4 and 5.3.

20

25

30

35

2. Aluminium alloy according to claim 1, **characterised in that** the alloy contains 1.6 - 1.8 percent by weight magnesium and 0.8 - 1.1 percent by weight copper.

3. Aluminium alloy according to claim 1, **characterised in that** the aluminium alloy contains 0.8 - 1.1 percent by weight copper and 0.3 - 0.5 percent by weight manganese.

40

4. Aluminium alloy according to claim 1, **characterised in that** the aluminium alloy contains 0.8 - 1.1 percent by weight copper and a maximum of 0.03 percent by weight manganese.

5. Aluminium alloy according to claim 1, **characterised in that** the aluminium alloy contains 0.2 - 0.3 percent by weight copper and 0.25 - 0.40 percent by weight silver.

45

6. Aluminium alloy according to one of claims 1 to 5, **characterised in that** the aluminium alloy contains 0.10 - 0.15 percent by weight titanium.

7. Aluminium alloy according to one of claims 1 to 6, **characterised in that** the alloy contains a maximum of 0.30 percent by weight scandium and a maximum of 0.2 percent by weight vanadium or hafnium or cerium.

50

8. Aluminium alloy according to one of claims 1 to 7, **characterised in that** the iron and silicon content is a maximum of 0.08 percent by weight in each case.

55

9. Method for producing a high-strength, semi-finished product that is low in internal stress by using an aluminium alloy in accordance with one of claims 1 to 8, the said method including the following steps:

- hot forming the homogenised bars by means of forging, extruding and/or rolling within the temperature range of 350 - 440° C;

- solution treating the hot-formed semi-finished product at temperatures that are high enough to bring the alloy elements necessary for hardening into solution evenly distributed in the structure, preferably at 465 - 500° C;
- quenching the solution heat treated semi-finished product in water, in a water glycol mixture or in a saline mixture at temperatures between 100° C and 170° C;
- cold forming the quenched semi-finished product to reduce the internal stress generated during the quenching process in the quenching medium; and
- artificially ageing the quenched semi-finished product in one step or in multiple steps, wherein heating rates, holding times and temperatures are set to optimise the required material characteristics.

10. Method according to claim 9, **characterised in that** the cold forming step is carried out by means of upsetting or drawing out the semi-finished product.

11. Method according to claim 9 or 10, **characterised in that** the cold forming rate is 1 - 5 %.

12. Method for producing a high-strength, semi-finished product with a heat treatable thickness of 50 - 180 mm from an aluminium alloy in accordance with one of claims 1 to 8, the said method including the following steps:

- hot forming of the homogenised bars by means of forging, extruding and/or rolling within the temperature range of 350 - 440° C;
- solution treating the hot-formed semi-finished product at temperatures that are high enough to bring the alloy elements necessary for hardening into solution evenly distributed in the structure, preferably at 465 - 500° C;
- quenching of the solution heat treated semi-finished product in water, in a water glycol mixture or in a saline mixture at temperatures between 100° C and 170° C; and
- artificially ageing the quenched semi-finished product in one step or in multiple steps, wherein heating rates, holding times and temperatures are set to optimise the required material characteristics.

13. Method according to claim 12, **characterised in that** after the heat forming step, there is produced a semi-finished product, which has a heat treatable thickness of more than 180 mm and which, before the subsequent heat treatment, is machined by way of a preliminary machining process in order to reduce the thickness of the semi-finished product by means of the machining process, such that the said preliminarily machined semi-finished product has a heat treatable thickness of between 50 and 180 mm and the subsequent heat treatment is carried out corresponding to the requirements for semi-finished products with a heat treatable thickness of between 50 and 180 mm.

Revendications

1. Alliage d'aluminium à sensibilité réduite à la trempe destiné à fabriquer des pièces forgées à haute résistance et à faible contrainte résiduelle ainsi que des produits filés et laminés à haute résistance constitué de :

- 7,0 - 10,5 % en poids de zinc,
- 1,0 - 2,5 % en poids de magnésium,
- 0,1-1,15% en poids de cuivre
- 0,06 - 0,25 % en poids de zircon,
- 0,02-0,15% en poids de titane,
- maximum 0,5 % en poids de manganèse,
- maximum 0,6 % en poids d'argent,
- maximum 0,10 % en poids de silicium,
- maximum 0,10 % en poids de fer,
- maximum 0,04 % en poids de chrome,
- ainsi qu'à titre facultatif un ou plusieurs éléments du groupe hafnium, scandium, strontium et/ou vanadium avec une teneur totale de 1,0 % en poids au maximum,
- ainsi qu'à titre facultatif 0,001 - 0,03 % en poids de bore,
- ainsi qu'à titre facultatif maximum 0,2 % en poids de cérium et maximum 0,30 % en poids scandium,
- ainsi qu'à titre facultatif 0,2 % en poids de cérium au maximum,
- en plus d'impuretés diverses avec une teneur de 0,05 % en poids au maximum par élément et une teneur totale de 0,15 % en poids au maximum,
- le reste : de l'aluminium,
- la somme des éléments d'alliage de zinc, de magnésium et de cuivre s'élevant à au moins 9 % en poids et

- le rapport zinc : magnésium de l'alliage se situant entre 4,4 et 5,3.

2. Alliage d'aluminium selon la revendication 1 **caractérisé en ce que** l'alliage contient 1,6 - 1,8 % en poids de magnésium et 0,8 - 1,1 % en poids de cuivre.

3. Alliage d'aluminium selon la revendication 1 **caractérisé en ce que** l'alliage d'aluminium contient 0,8 - 1,1 % en poids de cuivre et 0,3 - 0,5 % en poids de manganèse.

4. Alliage d'aluminium selon la revendication 1 **caractérisé en ce que** l'alliage d'aluminium contient 0,8 - 1,1 % en poids de cuivre et au maximum 0,03 % en poids de manganèse.

5. Alliage d'aluminium selon la revendication 1 **caractérisé en ce que** l'alliage d'aluminium contient 0,2 - 0,3 % en poids de cuivre et 0,25 - 0,40 % en poids d'argent.

6. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications 1 à 5 **caractérisé en ce que** l'alliage d'aluminium contient 0,10 - 0,15 % en poids de titane.

7. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications 1 à 6 **caractérisé en ce que** l'alliage contient au maximum 0,30 % en poids de scandium et au maximum 0,2 % en poids de vanadium, de hafnium ou de cérium.

8. Alliage d'aluminium selon l'une des revendications 1 à 7 **caractérisé en ce que** la teneur en fer et en silicium représente respectivement au maximum 0,08 % en poids.

9. Procédé pour fabriquer à partir d'un alliage d'aluminium selon l'une des revendications 1 à 8, un demi-produit à haute résistance, à faible contrainte résiduelle, selon les étapes suivantes :

- Formage à chaud des barres homogénéisées par forgeage, filage et/ou laminage dans une plage de températures de 350 - 440 °C ;

- Mise en solution du demi-produit formé à chaud à des températures suffisamment élevées afin de mettre en solution pour une répartition homogène dans la structure des éléments d'alliage indispensables au durcissement structural, de préférence à 465 - 500 °C ;

- Trempe des demi-produits, préalablement soumis au recuit de mise en solution, dans l'eau, dans un mélange eau-glycol ou dans un mélange salin à des températures entre 100 °C et 170°C;

- Formage à froid du demi-produit trempé afin de réduire les contraintes résiduelles survenues lors de la trempe dans un médium de refroidissement ; et

- Revenu en un ou plusieurs paliers du demi-produit préalablement trempé, les taux d'échauffement, les temps de séjour et les températures étant ajustés en vue d'une optimisation des propriétés du matériau.

10. Procédé selon la revendication 9 **caractérisé en ce que** l'étape de formage à froid est réalisée par refoulement ou étirage du demi-produit.

11. Procédé selon la revendication 9 ou 10 **caractérisé en ce que** le taux de formage à froid représente 1 - 5 %.

12. Procédé pour fabriquer à partir d'un alliage d'aluminium selon l'une des revendications 1 à 8, un demi-produit à haute résistance, à faible contrainte résiduelle, d'une épaisseur de traitement de 50 - 180 mm, selon les étapes suivantes :

- Formage à chaud des barres homogénéisées par forgeage, filage et/ou laminage dans une plage de températures de 350 - 440 °C ;

- Mise en solution du demi-produit formé à chaud à des températures suffisamment élevées afin de mettre en solution pour une répartition homogène dans la structure des éléments d'alliage indispensables au durcissement structural, de préférence à 465 - 500 °C ;

- Trempe des demi-produits, préalablement soumis au recuit de mise en solution, dans l'eau, dans un mélange eau-glycol ou dans un mélange salin à des températures entre 100 °C et 170°C;

- Revenu en un ou plusieurs paliers du demi-produit préalablement trempé, les taux d'échauffement, les temps de séjour et les températures étant ajustés en vue d'une optimisation des propriétés du matériau.

13. Procédé selon la revendication 12 **caractérisé en ce qu'**après l'étape de formage à chaud, on dispose d'un demi-

EP 1 683 882 B2

produit d'une épaisseur de traitement supérieure à 180 mm, qui, avant le traitement thermique à venir, sera d'abord usiné par enlèvement de copeaux, afin de réduire par l'enlèvement des copeaux l'épaisseur du demi-produit de telle sorte que ce demi-produit préalablement usiné présente une épaisseur de traitement de 50 - 180 mm et que le traitement thermique à suivre soit réalisé conformément aux exigences applicables aux demi-produits d'une épaisseur de traitement de 50-180 mm.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

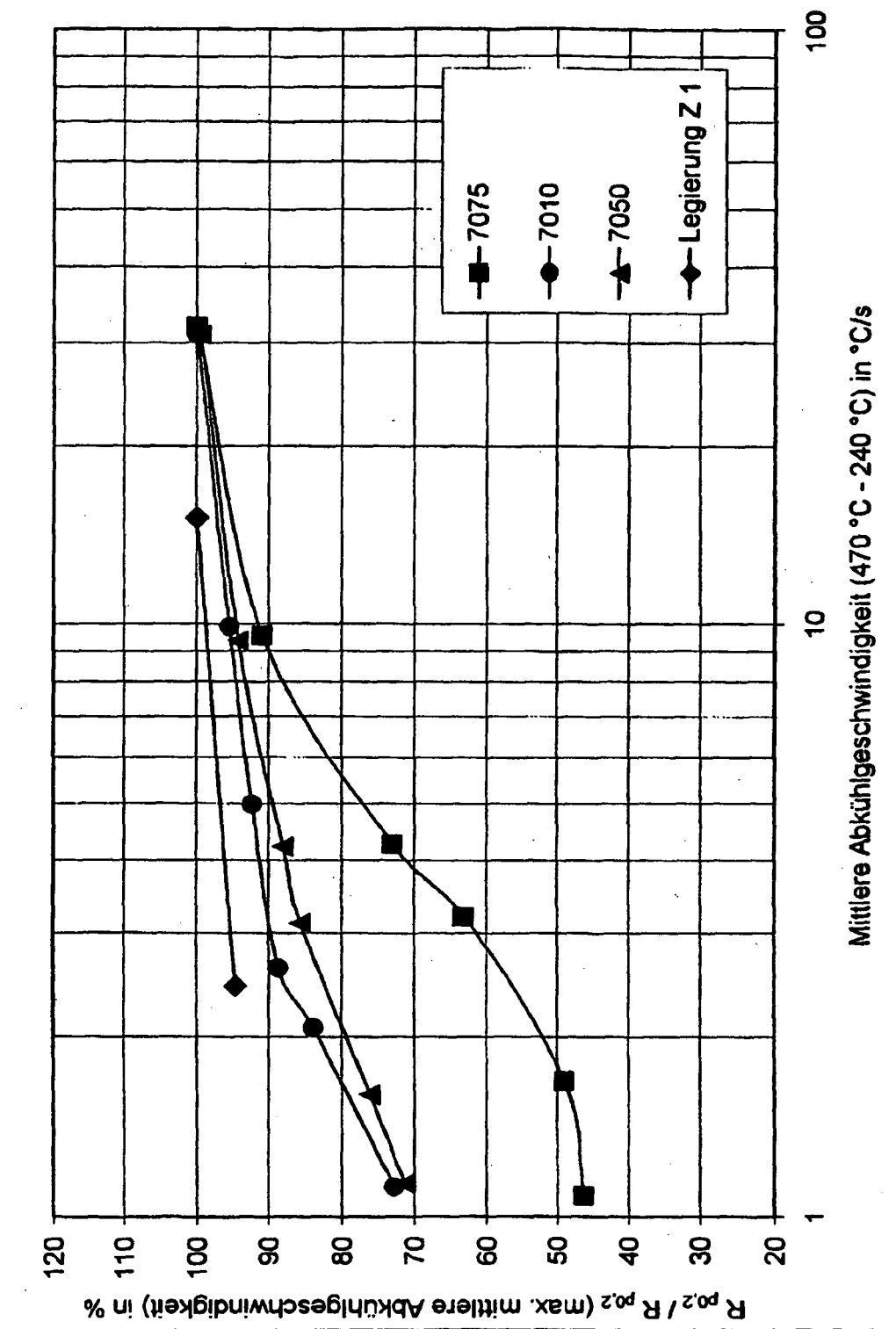


Fig. 1

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 02052053 A1 [0004] [0017]
- US 4629517 A [0006]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- Aluminum and Aluminium Alloys. ASM International Materials Park. 1993, 265-274 [0007]