



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
26.07.2006 Patentblatt 2006/30

(51) Int Cl.:
C22C 21/10^(2006.01) C22F 1/053^(2006.01)

(21) Anmeldenummer: **05111026.0**

(22) Anmeldetag: **21.11.2005**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HU IE IS IT LI LT LU LV MC NL PL PT RO SE SI SK TR
Benannte Erstreckungsstaaten:
AL BA HR MK YU

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

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

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

(74) Vertreter: **Haverkamp, Jens**
Patentanwalt
Postfach 1662
58586 Iserlohn (DE)

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

(57) Eine 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 Gew.-% Mangan,
- max. 0,6 Gew.-% Silber,
- max. 0,10 Gew.-% Silizium
- max. 0,10 Gew.-% 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.-%
- 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.

Ferner betrifft die Erfindung ein Verfahren zum Herstellen eines hochfesten eigenspannungsarmen Halbzeuges aus dieser Legierung.

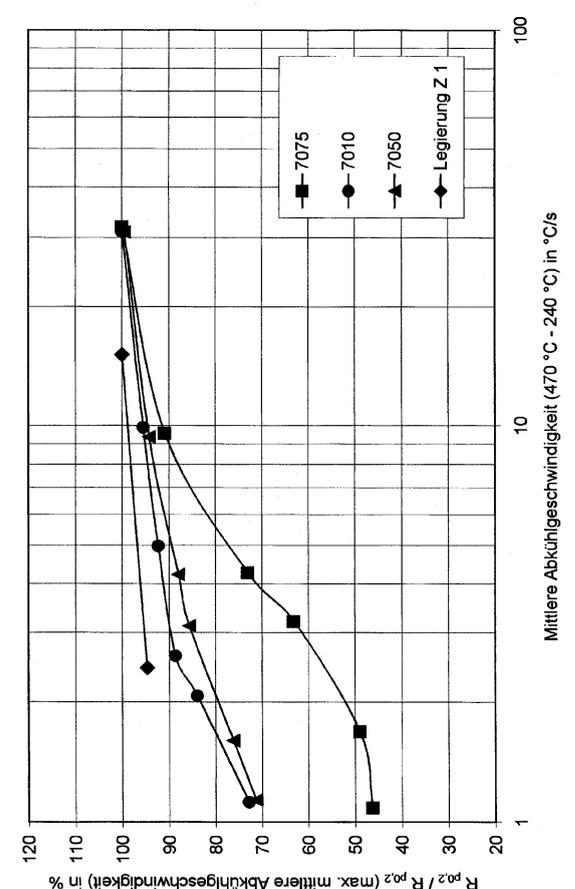


Fig. 1

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 Lösungsglüh-temperatur, 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] 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.

[0007] Des Weiteren liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zum Herstellen eines Halbzeuges mit den gewünschten Eigenschaften aus dieser Legierung vorzuschlagen.

[0008] Gelöst wird die legierungsbezogene Aufgabe durch eine hochfeste abschreckunempfindliche Aluminiumlegierung mit den Merkmalen des Anspruchs 1.

[0009] Die verfahrensbezogene Aufgabe wird mit einem Verfahren gemäß Anspruch 11 oder dem Anspruch 14 gelöst.

[0010] 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.

[0011] 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.

[0012] 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.

[0013] 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.

[0014] 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. Infolge dessen werden diese Halbzeuge anschließend einer Kaltumformung unterworfen, etwa einem Stauchen oder Recken um 1 - 5 %.

[0015] 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 Zusammensetzung der Legierungsbestandteile begründet sind, wozu auch die relativ hohen Zinkgehalte und der daran angepasste Magnesiumgehalt zu zählen sind. In der ausgewogenen Zusammensetzung der nur in engen Grenzen zugelassenen Legierungselemente ist vorgesehen, dass die Summe der Elemente Magnesium, Kupfer und Zink mindestens 9 Gew.-% 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.-% aufweisen. Dieses Merkmal der Legierung ist 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.

[0016] 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. Dieses entspricht einem Zink : Magnesium-Verhältnis von 4,4 - 5,2. 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.

[0017] 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.

[0018] 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 umgeformten Halbzeuges. Erfahrungsgemäß sinkt mit steigendem Mangangehalt die Durchhärbarkeit einer Al-Zn-Cu-Mg-Legierung. Aus diesem Grunde ist der Mangangehalt begrenzt.

[0019] 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.

[0020] 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.

[0021] 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

EP 1 683 882 A1

einen Anteil aufweisen, der außerhalb des angegebenen Bereiches liegt, können Halbzeuge nicht mehr mit den geforderten Eigenschaften hergestellt werden.

[0022] Hergestellt werden die Halbzeuge aus dieser Legierung mit folgenden Schritten:

- 5 - Gießen von Barren aus der Legierung;
- Homogenisierung der gegossenen Barren bei einer Temperatur, die möglichst dicht unter Anmelztemperatur 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;
- 10 - 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;
- 15 - 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.

20 **[0023]** 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
25 der ersten Stufe behandelte Halbzeug auch Abkühlen und die zweite Stufe des Warmaushärtens zu einem späteren Zeitpunkt vorgenommen werden.

[0024] Bei größeren Dicken kann es notwendig sein, dass trotz der Abschreckempfindlichkeit 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
30 des Halbzeuges um typischerweise 1 - 5 %.

BEISPIELE:

35 **[0025]** 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
40 Legierung Z1	0,005	0,005	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

45 **[0026]** 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:

50 **[0027]** Nach dem Abdehlen 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.

[0028] 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
55 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.

[0029] Den warmausgehärteten Freiformschmiedestücken wurden Zugproben entnommen, an denen die Festigkeits-

EP 1 683 882 A1

eigenschaften 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:

5

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

10

15

[0030] 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 A₅-Werte sind für die L-Richtung am höchsten und erreichen für die beiden Querrichtungen mindestens 4% Bruchdehnung (A₅). 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:

20

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 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

25

30

35

[0031] 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:

40

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

45

[0032] 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.

50

[0033] 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:

55

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

[0034] 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:

[0035] 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, 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

[0036] Die Ergebnisse zeigen, dass eine Verminderung der Abkühlgeschwindigkeit durch Glykollzusätze kaum einen

EP 1 683 882 A1

Einfluss auf die Festigkeitswerte der Legierung hat. Die Duktilität nimmt nur minimal mit sinkender Abkühlgeschwindigkeit bzw. steigendem Glykolgehalt ab.

[0037] An Kompakt-Zug-Proben ($W = 50 \text{ mm}$) 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 \sqrt{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

[0038] 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:

[0039] 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.

[0040] Nach dem Abdrehen der Gusshaut 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.

[0041] 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: $>100^\circ\text{C}$, $>8\text{h}$; zweite Stufe: $>130^\circ\text{C}$, $>5\text{h}$) ausgehärtet.

[0042] 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. Die durchschnittlichen Festigkeitseigenschaften der Legierung Z1 für ein stranggepresstes Rechteckprofil ($40 \times 100 \text{ mm}$) 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

[0043] 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 A_5 -Werte sind für die L-Richtung am höchsten und erreichen für die beiden Querrichtungen mindestens 7% Bruchdehnung (A_5). An Kompakt-Zug-Proben ($W = 50 \text{ mm}$) aus den gleichen Freiformschmiedestücken 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 und Z2 für eine Dicke von 250 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

[0044] Figur 1 zeigt ein Diagramm zum Darstellen des Festigkeitsverhaltens verschiedener AA 7xxx-Legierungen in Abhängigkeit von der mittleren Abkühlgeschwindigkeit während des Abschreckens von der Lösungsglüh-temperatur. 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.

[0045] 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 Gew.-% Mangan,
- max. 0,6 Gew.-% Silber,
- max. 0,10 Gew.-% Silizium
- max. 0,10 Gew.-% 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.-%
- 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.

2. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Zink : Magnesium-Verhältnis der Legierung zwischen 4,4 und 5,3 beträgt.

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

4. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung 0,8 - 1,1 Gew.-% Kupfer und 0,3 - 0,5 Gew.-% Mangan enthält.

5. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung 0,8 - 1,1 Gew.-% Kupfer und max. 0,03 Gew.-% Mangan enthält.

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

7. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung

EP 1 683 882 A1

0,10 - 0,15 Gew.-% Titan enthält.

8. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Aluminiumlegierung 0,001 - 0,03 Gew.-% Bor enthält.

9. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung max. 0,30 Gew.-% Scandium und max. 0,2 Gew.-% Vanadium oder Hafnium oder Cer enthält.

10. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Eisen- und Siliziumgehalt jeweils max. 0,08 Gew.-% beträgt.

11. Verfahren zum Herstellen eines hochfesten, eigenspannungsarmen Halbzeuges bis zu größeren Dicken aus einer Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 10 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, Haltezeiten und Temperaturen auf die Optimierung der geforderten Werkstoffeigenschaften eingestellt werden.

12. Verfahren nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Schritt des Kaltumformens durch Stauchen oder Recken des Halbzeuges durchgeführt wird.

13. Verfahren nach Anspruch 11 oder 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Kaltumformrate 1 - 5 % beträgt.

14. Verfahren zum Herstellen eines hochfesten, eigenspannungsarmen Halbzeuges mittlerer Dicke aus einer Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 10 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.

15. Verfahren nach Anspruch 14, **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.

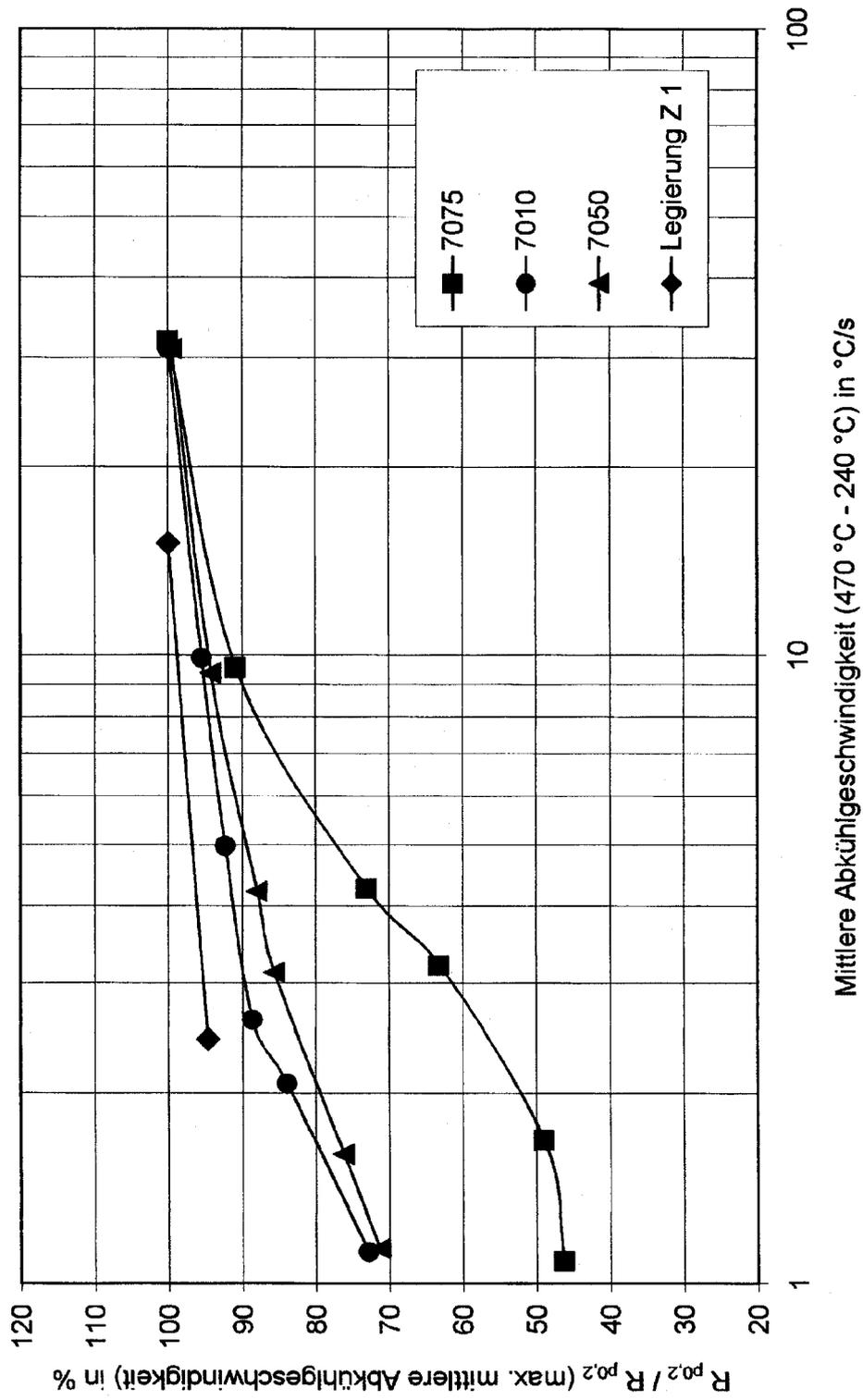


Fig. 1



EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	US 4 629 517 A (LIFKA ET AL) 16. Dezember 1986 (1986-12-16)	1,9	C22C21/10 C22F1/053
Y	* Spalte 2, Zeile 12 - Spalte 10, Zeile 68 * * Tabelle 5 *	14	
Y	----- "Aluminium and Aluminium alloys" 1993, ED. J.R. DAVIS, ASM INTERNATIONAL , MATERIALS PARC, OH , XP002369750 * Seite 265 - Seite 274 *	14	
A	----- JP 08 295976 A (SHOWA ALUM CORP) 12. November 1996 (1996-11-12) EPODOC Abstract * Tabelle 1 *		
A	----- EP 1 241 275 A (GOSUDARSTVENNOE PREDPRIYATIE VSEROSSIISKY NAUCHNOISSELEDOVARELSKY INSTI) 18. September 2002 (2002-09-18) * Absatz [0016] - Absatz [0031] * * Tabelle 1 *		RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
A	----- FR 2 853 667 A (CORUS ALUMINIUM WALZPRODUKTE GMBH) 15. Oktober 2004 (2004-10-15) * das ganze Dokument * & US 2003/219353 A1 (WARNER TIMOTHY ET AL) 27. November 2003 (2003-11-27)		C22C C22F
A	----- 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 *		
----- -/--			
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 27. Februar 2006	Prüfer Zimmermann, F
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	

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)



EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
A	G. FISCHER, F.W. LYNKER, M. MARKWORTH: "Eine abschreckunempfindliche AlZnMgCu-Legierung mit Zusätzen von Chrom, Zircon und Silber" ALUMINIUM, Bd. 48, Nr. 6, 1972, Seiten 413-418, XP009062511 * das ganze Dokument * -----		
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
2	Recherchenort München	Abschlußdatum der Recherche 27. Februar 2006	Prüfer Zimmermann, F
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 : mündliche 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	

EPO FORM 1503 03-82 (P04C03)

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

EP 05 11 1026

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

27-02-2006

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
US 4629517	A	16-12-1986	KEINE	

JP 8295976	A	12-11-1996	KEINE	

EP 1241275	A	18-09-2002	AT 294253 T	15-05-2005
			DE 60019803 D1	02-06-2005
			DE 60019803 T2	10-11-2005
			WO 0125498 A1	12-04-2001
			RU 2165995 C1	27-04-2001
			US 6726878 B1	27-04-2004

FR 2853667	A	15-10-2004	CA 2519390 A1	21-10-2004
			WO 2004090185 A1	21-10-2004
			GB 2415202 A	21-12-2005

US 2003219353	A1	27-11-2003	AU 2003260001 A1	20-10-2003
			DE 03740568 T1	14-07-2005
			EP 1492895 A2	05-01-2005
			FR 2838136 A1	10-10-2003
			WO 03085145 A2	16-10-2003
			JP 2005528521 T	22-09-2005

EPO FORM P0461

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