

(19)



(11)

EP 3 981 893 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
13.04.2022 Patentblatt 2022/15

(51) Internationale Patentklassifikation (IPC):
C22C 21/04 ^(2006.01) **C22C 21/08** ^(2006.01)
C22F 1/043 ^(2006.01) **C22F 1/05** ^(2006.01)

(21) Anmeldenummer: **20200645.8**

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC):
C22C 21/04; C22C 21/08; C22F 1/043; C22F 1/05

(22) Anmeldetag: **07.10.2020**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO PL PT RO RS SE SI SK SM TR
Benannte Erstreckungsstaaten:
BA ME
Benannte Validierungsstaaten:
KH MA MD TN

(72) Erfinder:
• **EBNER, Thomas**
5280 Braunau am Inn (AT)
• **POGATSCHER, Stefan**
8700 Leoben (AT)
• **SCHMID, Florian**
8010 Graz (AT)

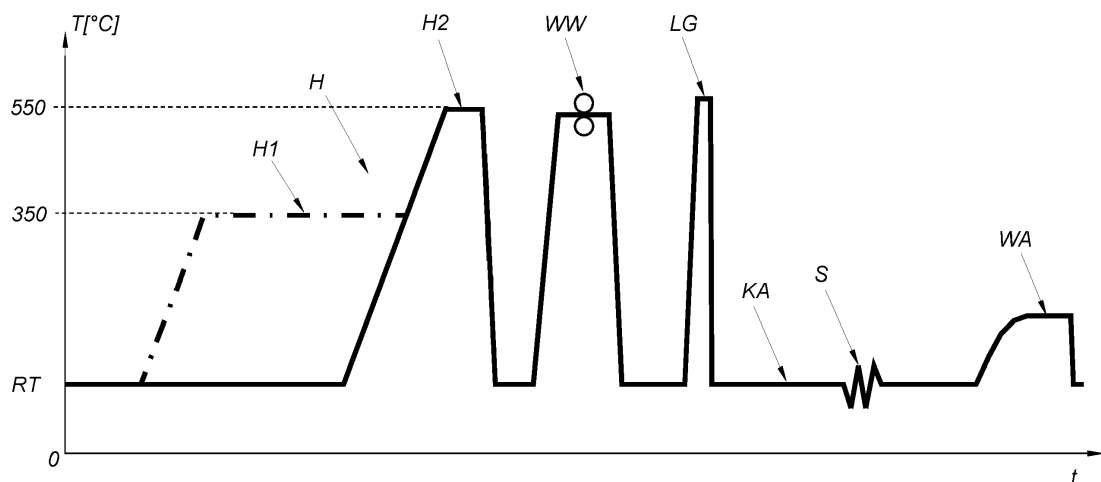
(71) Anmelder: **AMAG rolling GmbH**
5282 Braunau am Inn - Ranshofen (AT)

(74) Vertreter: **Jell, Friedrich**
Bismarckstrasse 9
4020 Linz (AT)

(54) **PLATTE AUS EINER GEWALZTEN ALUMINIUMLEGIERUNG UND HERSTELLUNG SOLCH EINER PLATTE**

(57) Es wird eine Platte aus einer gewalzten Aluminiumlegierung und ein Verfahren zur Herstellung dieser Platte gezeigt. Um hohe Festigkeitswerte zu erreichen, wird vorgeschlagen, dass die Platte ein teilrekristallisiertes Gefüge mit einem Rekristallisationsgrad kleiner 25

% aufweist, wobei der nicht rekristallisierte Gefügebereich des Gefüges sich im erhalten Zustand befindet und eine mittleren Subkorngröße in Walzrichtung kleiner 10 μm aufweist.

Fig. 1**EP 3 981 893 A1**

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft eine Platte aus einer gewalzten Aluminiumlegierung und ein Verfahren zur Herstellung dieser Platte.

[0002] Platten aus einer gewalzten EN AW-6082 Aluminiumlegierung sind bekannt. Derartige Platten können im Zustand T6 eine Streckgrenze ($R_{p0,2}$) um die 260 MPa erreichen.

[0003] Um bei Platten aus einer gewalzten Al-Mg-Si Aluminiumlegierung ein feineres Korngefüge im rekristallisierten Zustand zu schaffen, ist es bekannt (EP1614760A1), die Legierung mit 0,1 bis 0,4 % Gew.-% Zirkonium (Zr) zu versetzen. Die Streckgrenzen ($R_{p0,2}$) der Platten im Zustand T4 mit oder ohne Zr-Gehalt sind im Wesentlichen gleich.

[0004] Die Erfindung hat sich daher die Aufgabe gestellt, eine Platte aus einer Al-Mg-Si Aluminiumlegierung in der Festigkeit, insbesondere Streckgrenze ($R_{p0,2}$), zu verbessern. Zudem ist es die Aufgabe der Erfindung, hierzu ein reproduzierbares Verfahren zu schaffen.

[0005] Die Erfindung löst die gestellte Aufgabe hinsichtlich der Platte durch die Merkmale des Anspruchs 1.

[0006] Wenn die Aluminiumlegierung von 0,7 bis 1,5 Gew.-% Silizium (Si), von 0,5 bis 1,3 Gew.-% Magnesium (Mg), von 0,05 bis 0,6 Gew.-% Mangan (Mn), von 0,1 bis 0,3 Gew.-% Zirkonium (Zr) aufweist, können die Voraussetzungen für eine erhöhte Festigkeit vorzugsweise in der Streckgrenze ($R_{p0,2}$) geschaffen werden. Mit dieser Komposition kann nämlich unter Berücksichtigung des erhöhten Zr Gehalts im Vergleich mit anderen gewalzten 6xxx Legierungen ein besonderes Gefüge der Platte eingestellt werden - nämlich ein im Wesentlichen erholtes Gefüge, also ein Gefüge mit einem niedrigen Anteil an rekristallisierten Körnern. Dafür weist die Platte ein teilrekristallisiertes Gefüge mit einem Rekristallisationsgrad kleiner 25 % auf, was für eine erhöhte Festigkeit sorgen kann, wenn sich zudem der nicht rekristallisierte Gefügebereich des Gefüges im erholten Zustand befindet und eine mittleren Subkorngröße in Walzrichtung kleiner 10 μm aufweist. So konnte überraschend festgestellt werden, dass aufgrund der Komposition der Aluminiumlegierung mit Zr vergleichsweise fein verteilte intermetallische Zr-haltige Teilchen, beispielsweise $(\text{Al},\text{Si})_3\text{Zr}$ bzw. Al_3Zr Teilchen, im Gefüge ausbilden, was zu einem Pinnen der Subkorn Grenzen für einen vergleichsweise niedrigen Rekristallisationsgrad unter Erreichung vergleichsweise kleiner Subkorngrößen führte. Mit dieser besonderen Mikrostruktur bzw. Gefüge der Platte kann die Streckgrenze ($R_{p0,2}$) der Platte erheblich gesteigert werden.

[0007] Die Aluminiumlegierung kann zudem zusätzlich jeweils optional eines oder mehrere der nachfolgend aufgezählten Elemente mit folgendem Gehalt enthalten: bis 0,5 Gew.-% Kupfer (Cu); bis 0,7 Gew.-% Eisen (Fe); bis 0,1 Gew.-% Chrom (Cr); bis 0,2 Gew.-% Titan (Ti); bis 0,5 Gew.-% Zink (Zn); bis 0,2 Gew.-% Zinn (Sn), bis 0,1 Gew.-% Strontium (Sr), bis 0,2 Gew.-% Vanadium (V), bis 0,2 Gew.-% Molybdän (Mo); Vorzugsweise ist die Platte aus einer gewalzten Aluminiumlegierung der 6xxx-Reihe.

[0008] Vorzugsweise ist der Rekristallisationsgrad geringer, um einen erhöhten Anteil an erholtem Gefüge zu erreichen. Dies insbesondere dann, wenn der Rekristallisationsgrad kleiner 15 % ist. Vorteilhaft ist der Rekristallisationsgrad kleiner 5 %, um einen hohen Anteil an erholter Struktur im Gefüge für hohe Festigkeiten sicherstellen zu können.

[0009] Vorstehendes kann weiter verbessert werden, wenn die mittlere Subkorngröße in Walzrichtung kleiner gleich 5 μm ist.

[0010] Die Festigkeit der Platte kann weiter erhöht werden, wenn diese den Zustand T6 aufweist, beispielsweise den Zustand T651.

[0011] Auf Grundlage des Zustands T6 kann unter anderem die Platte eine Streckgrenze ($R_{p0,2}$) von größer 350 MPa aufweisen.

[0012] Die Platte kann weiter verbessert werden, wenn die Aluminiumlegierung in einem oder mehreren der nachfolgend aufgezählten Elemente weiter abgestimmt wird:

Si: Weist die Aluminiumlegierung von 0,9 bis 1,3 Gew.-% Silizium (Si) auf, kann dies die Festigkeit weiter steigern. Insbesondere wenn die Aluminiumlegierung von 1,0 bis 1,2 Gew.-% Silizium (Si) aufweist.

Mg: Weist die Aluminiumlegierung von 0,75 bis 0,95 Gew.-% Magnesium (Mg) auf, kann damit ein Optimum an lösbarem Mg in der Aluminiumlegierung erreicht und zudem die Festigkeit durch Mg- und Si-haltigen Phasen weiter erhöht werden.

Mn: Mit einem Gehalt von 0,3 bis 0,5 Gew.-% Mangan (Mn) in der Aluminiumlegierung kann der Anteil an Mn als auch Zr enthaltende Teilchen erhöht werden, um die Festigkeit der Platte insbesondere im Zustand T6 weiter zu erhöhen.

Zr: Ein weiter erhöhter Gehalt an Zirkonium, nämlich von 0,15 bis 0,25 Gew.-% Zirkonium (Zr), kann die Festigkeit der Platte weiter steigern. Dies beispielsweise in dem Zr die Rekristallisation des Gefüges verbessert hemmt und eine erhöhte Dichte an Teilchen schafft. So konnte durch den erhöhten Zr-Gehalt eine vergleichsweise thermisch stabile Subkorn Grenzhärtung festgestellt werden, deren Aktivität selbst nach einer Wärmebehandlung bis zu 570 °C bestand. Vorstehendes wird weiter verbessert, wenn die Aluminiumlegierung von 0,18 bis 0,22 Gew.-% Zirkonium (Zr) aufweist.

Cu: Weist die Aluminiumlegierung von 0,1 bis 0,5 Gew.-% Kupfer (Cu) auf, kann dies die Festigkeit der Platte weiter

steigern. Dabei trägt die Obergrenze von 0,5 Gew.-% Kupfer (Cu) dazu bei, die Korrosionsanfälligkeit der Platte gering zu halten.

Si+Mg+Cu: Si und Mg (beispielsweise bis zur maximalen Löslichkeit abgestimmt) in Kombination mit Cu kann ganz besonders zur Steigerung der Vol.-Fraktion an Ausscheidungen beitragen.

Fe: Zur weiteren Steigerung der Festigkeit kann zudem ein Gehalt von bis zu 0,7 Gew.-% Eisen (Fe) beitragen. Beispielsweise kann der Fe Gehalt mindestens 0,1 Gew.-% betragen.

[0013] Vorzugsweise weist die intermetallische Phase der Aluminiumlegierung Zr-haltige Teilchen mit einer mittleren Teilchengröße von maximal 100 nm (Nanometer) auf, wobei die Anzahl der Zr-haltigen Teilchen größer gleich 1×10^6 Teilchen/mm² ist. Auf Grundlage solch einer Teilchengröße und Teilchenanzahl kann das Pinnen der Subkorngrenzen verbessert, und somit der Anteil an erholtem und nicht rekristallisiertem Gefüge weiter erhöht werden. Zudem kann dies die mittlere Subkorngöße des erholten Gefügebereichs weiter verringern, was die Festigkeit der Platte weiter steigern kann.

[0014] Vorstehendes kann weiter verbessert werden, wenn die mittlere Teilchengröße der Zr-haltigen Teilchen im Bereich von 30 nm bis 100 nm liegt.

Auch kann sich als vorteilhaft herausstellen, wenn die Anzahl der Zr-haltigen Teilchen kleiner gleich 100×10^6 Teilchen/mm² ist.

Zudem kann vorteilhaft sein, wenn die Anzahl der Zr-haltigen Teilchen größer gleich 5×10^6 Teilchen/mm² ist.

[0015] Insbesondere kann sich die Platte für den Maschinenbau eignen.

[0016] Die Erfindung löst die gestellte Aufgabe hinsichtlich des Verfahrens durch die Merkmale des Anspruchs 10.

[0017] Indem ein mehrstufiges Homogenisieren des Walzbarrens mit anschließendem, beschleunigtem Abkühlen (Abschrecken) auf Raumtemperatur, angewandt wird, kann im Vergleich mit anderen bekannten Verfahren ein im Wesentlichen erholtes Gefüge mit einem vergleichsweise niedrigen Rekristallisationsgrad und mit einer vergleichsweise geringen Subkorngöße reproduzierbar erzeugt werden. Dies in dem ein erstes Homogenisieren bei einer ersten Temperatur im Bereich von 300 °C bis 400 °C und ein daran anschließendes zweites Homogenisieren bei einer zweiten Temperatur im Bereich von 500 °C bis 10 °C unterhalb einer Solidustemperatur der Aluminiumlegierung, durchgeführt wird.

Im Allgemeinen wird erwähnt, dass unter einem beschleunigten Abkühlen (und oftmals als Abschrecken bezeichnet) eine schnellere Abkühlung als eine Abkühlung bei Raumtemperatur und ruhender Luft verstanden werden kann (vgl. Friedrich Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, 3. Auflage, Erscheinungsjahr 2014: Abkühlen nach dem Lösungsglühen).

[0018] Vorzugsweise kann das erste Homogenisieren mit einer ersten Haltezeit von größer gleich 0,5 Stunden und/oder bis zu 4 Tagen und/oder einer maximalen Aufheizrate von 5 K/min erfolgen. Damit kann die Anzahl an Zr-haltigen Teilchen im Gefüge weiter erhöht werden.

Vorzugsweise erfolgt das zweite Homogenisieren mit einer zweiten Haltezeit von größer gleich 0,5 Stunden und/oder bis zu 24 Stunden, um Konzentrationsunterschiede im Gefüge weiter zu verringern.

[0019] Das Warmwalzen des homogenisierten Walzbarrens kann bei einer Temperatur, die um 5 °C bis 100 °C geringer als die Solidustemperatur der Aluminiumlegierung ist, erfolgen, um eine präferierte Verformungsstruktur zu erhalten.

[0020] Das Lösungsglühen der Platte kann bei einer Temperatur im Bereich von 460 °C bis 580 °C erfolgen. Auch kann das Lösungsglühen der Platte mit einer Haltezeit von 1 Minute bis 10 Stunden erfolgen.

Im Allgemeinen wird erwähnt, dass durch das Lösungsglühen eine möglichst vollständige Lösung der an der Aushärtung beteiligten Legierungselemente erreicht werden kann (vgl. Friedrich Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, 3. Auflage, Erscheinungsjahr 2014, ISBN 987-3-662-43806-0, Seite 175)

[0021] Beispielsweise kann das Kaltauslagern bei Raumtemperatur und/oder mit einer Haltezeit vorzugsweise von bis zu 8 Wochen erfolgen. Dies kann zur weiteren Vereinfachung des Verfahrens beitragen.

[0022] Das Warmauslagern kann bei einer Temperatur im Bereich 130 °C bis 210 °C und/oder über eine Haltezeit von 1 bis 24 Stunden erfolgen, um die Festigkeit der Platte weiter zu steigern.

[0023] Vorstehendes kann weiter gesteigert werden, wenn die Wärmebehandlung die Platte in den Zustand T6, insbesondere T651, überführt.

[0024] Zum Nachweis der erzielten Effekte wurden gewalzte Halbzeuge, nämlich Platten A und B, mit jeweils einer Plattendicke 6 mm (Millimeter) aus einer jeweiligen gewalzten Aluminiumlegierungen

Platte	Si Gew.-%	Mg Gew.-%	Cu Gew.-%	Mn Gew.-%	Fe Gew.-%	Zr Gew.-%	Solidustemperatur °C
A	0,90	0,61	0,07	0,40	0,32	-	594
B	1,07	0,81	0,30	0,41	0,36	0,21	578

und als Rest Aluminium sowie herstellungsbedingt unvermeidbaren Verunreinigungen mit jeweils maximal 0,05 Gew.-% und gesamt höchstens 0,15 Gew.-% hergestellt. Im Allgemeinen ist für eine Platte eine Plattendicke von 4 mm bis 150 mm, insbesondere von 6 mm bis 40 mm, denkbar.

[0025] Die Legierung der Platte A ist eine EN AW-6082 Standardlegierung. Von dieser Standardlegierung EN AW-6082 ausgehend wurden die Legierungselemente Si, Mg und Cu im Gehalt erhöht. Die Platte B weist neben veränderten Si, Mg, Cu Gehalten zudem auch einen Zr Gehalt auf und stellt somit die erfindungsgemäße Ausführungsform dar.

[0026] Das Herstellverfahren ist nach Fig. 1 schematisch dargestellt, wobei diese in genannter Reihenfolge ein Homogenisieren (H) eines zuvor gegossenen Walzbarrens, ein Warmwalzen (WW) des homogenisierten Walzbarrens zu einer Platte, ein Lösungsglühen (LG), Kaltauslagern (KA), Kaltverformen (R) und Warmauslagern (WA) der Platte darstellt. Die durchgezogene Linie nach Fig. 1 zeigt den Verfahrensablauf zur Herstellung der Platte A und der Platte B teilweise. Teilweise dahin gehend, da Platte B beim Homogenisieren (H) zunächst nach der strichlierten Linie und dann weiter nach der durchgezogenen Linie behandelt wird. Dies stellt eine besondere Verfahrensverbesserung dar.

[0027] Die Platten A und B wurden nun folgenden Verfahrensschritten in genannter Reihenfolge unterworfen, wobei der Walzbarren für die Platte A eine andere Homogenisierung durchläuft, als dies bei dem Walzbarren für die Platte B der Fall ist:

a. Homogenisieren (H) eines gegossenen Walzbarrens:

Walzbarren für die Platte A: einstufiges Homogenisieren (H2) bei einer Temperatur 550 °C (Grad Celsius) während einer Haltezeit von 2 h (Stunden) und einer Aufheizrate von 1 K/min (Kelvin/Minute);

Walzbarren für die Platte B: zweistufiges Homogenisieren mit einem ersten Homogenisieren (H1) bei 350 °C während einer Haltezeit von 16 h und einer Aufheizrate von 1 K/min und mit einem zweiten Homogenisieren (H2) bei 550 °C während einer Haltezeit von 2 h, und einer Aufheizrate von 1 K/min, wobei das zweite Homogenisieren (H2) an das erste Homogenisieren (H1) direkt anschließt, wie in Fig. 1 zu erkennen ist.

b. Warmwalzen (WW) des homogenisierten Walzbarrens bei einer Temperatur von 540 °C zu einer Platte, ausgehend von einer Ausgangsdicke von 40 mm (Millimeter) auf 6 mm;

c. Lösungsglühen (LG) der Platte bei einer Temperatur 570 °C über eine Haltezeit von 20 min (Minuten) mit anschließendem, beschleunigtem Abkühlen unter Wasserabschreckung auf Raumtemperatur von 20 °C (RT);

d. Kaltauslagern (KA) der Platte mit einer Haltezeit von 14 Tagen und anschließendem Kaltumformen durch Recken der Platte mit einem Verformungsgrad von 2 %;

e. Warmauslagern (WA) der Platte bei einer Temperatur von 160 °C über eine Haltezeit von 14 h;

[0028] Die diesem Verfahren unterworfenen Platten A und B wurden mittels Zugversuchs (Zugprüfung laut Norm DIN EN 10002-1) hinsichtlich mechanischer Kennwerte 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Gleichmaßdehnung A_g und Bruchdehnung A untersucht.

Tabelle 1: Mechanische Kennwerte der Platten A und B im Zustand T6, nämlich T651 (* in Walzrichtung)

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$\Delta R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Rekristallisationsgrad [%]	Mittlere Subkorngroße [μm]*	Zr-haltige Teilchen	
							Anzahl [Teilchen/mm ²]	Mittlere Größe [nm]
A	289	-	309	19	83,3	-	-	-
B	362	+73	392	15	4,3	5	7,52x10⁶	74

[0029] Zudem wurden von den beiden Platten, der Rekristallisationsgrad, die mittlere Subkorngroße sowie von den Zr-haltigen Teilchen im Gefüge die Anzahl und die mittlere Größe (die sich aus den maximalen Feret-Durchmessern dieser Zr-haltigen Teilchen errechnet) bestimmt. Der Rekristallisationsgrad wurde mithilfe eines JEOL 7200F FEG-SEM EBSD-Detektors unter Zuhilfenahme der beiden Bedingungen (a) über ein Korn gemittelte Misorientierung innerhalb eines Kerns der 3. Ordnung mit einer Schrittweite von 0,6 μm von unter 0,5° und (b) durchschnittlicher Bandkontrast von über 70 % vom maximalen, gemessenen Bandkontrast bestimmt. Die Werte der Zr-haltigen Teilchen der Platte B wurden mithilfe eines Rastertransmissionselektronenmikroskops (HAADF-Aufnahmen bei 17.000x Vergrößerung, Talos F200X G2 S-TEM) bestimmt.

[0030] Wie der Tabelle 1 zu entnehmen, weist die Platte B im Vergleich mit der Platte A, deutlich erhöhte Festigkeitswerte $R_{p0,2}$ und R_m im Zustand T651 auf. Dies begründet sich jedoch nicht ausschließlich durch die erhöhte Zugabe

von Si, Mg und Cu, was vornehmlich zu einer Steigerung der Ausscheidungsichte und damit zu einer Festigkeitssteigerung führt. So beruht die Festigkeit der Platte A im Wesentlichen auf Ausscheidungen, insbesondere auf sich während einer Warmauslagerung bildende β -Ausscheidungen (Si, Mg), in Kombination mit Fe- und/oder Mn-haltigen Teilchen, die das Gefüge bei höheren Temperaturen stabilisieren.

[0031] Im Gegensatz dazu kommt der deutliche Anstieg der 0,2-%-Dehngrenze ($R_{p0,2}$) der Platte B von 73 MPa im Vergleich mit der 6082-Platte A im Wesentlichen durch den härtesteigernden Effekt von Zr, bzw. dessen Teilchen Al_3Zr zustande. So findet sich im Gefüge eine erhöhte Menge an Zr-haltigen Teilchen (Al_3Zr), was den Gefügebereich mit nicht rekristallisierten Verformungsstruktur, die sich im Gefüge aufgrund des Warmwalzens bilden, stabilisiert. Nachfolgende Wärmebehandlungen, beispielsweise das Lösungsglühen bei einer vergleichsweise hohen Temperatur von 570 °C, führen im Wesentlichen zu keiner Rekristallisierung, sondern zu einer Erholung dieses Gefügebereichs, was unter Berücksichtigung der geringen mittleren Subkorngröße von 5 μm in Walzrichtung eine deutlich erhöhte Festigkeit bewirkt, als dies allein durch Zugabe von Si, Mg und Cu erreicht werden könnte. Der Festigkeitszuwachs der Platte B gegenüber der Platte A ist zudem auch in der Fig. 2 zu erkennen.

[0032] Untersuchungen der Teilchen zeigen ebenso erhebliche Unterschiede im Gefüge.

[0033] So weist die intermetallische Phase der Aluminiumlegierung der Platte B Zr-haltige Teilchen mit einer mittleren Teilchengröße von 74 nm auf. Die Anzahl der Zr-haltigen Teilchen liegt bei $7,52 \times 10^6$ Teilchen/mm².

[0034] Im Vergleich dazu finden sich in der intermetallischen Phase der Aluminiumlegierung der Platte A ausschließlich Al(Fe,Mn,Cr)Si-haltige Teilchen. Diese weisen eine mittlere Teilchengröße von 101 nm auf. Die Anzahl dieser Al(Fe,Mn,Cr)Si-haltigen Teilchen liegt bei $1,2 \times 10^6$ Teilchen/mm². Diese Teilchen-Werte der Platte A wurden mithilfe von Aufnahmen eines Rasterelektronenmikroskops (BSE-Aufnahmen bei 10.000 facher Vergrößerung, JEOL 7200F FEG-SEM) bestimmt.

[0035] Die Teilchen der Platte A sind daher nicht nur deutlich größer, deren Anzahl ist auch um ein Vielfaches geringer als dies für die Zr-haltige Teilchen der Platte B gilt, die zudem auch noch diese Al(Fe,Mn,Cr)Si-haltige Teilchen aufweist. Diese hohe Menge an vergleichsweise kleinsten Zr-haltigen Teilchen der Platte B pinnt Subkorn Grenzen verbessert und kann damit den Anteil an erhaltenen Gefüge im Endzustand erhöhen sowie die eine weiter verringerte Subkorngrößen sicherstellen.

[0036] Diese Effekte führen zu einer besonders mechanisch standfesten Platte, die beispielsweise im für den Werkzeugbau Verwendung finden kann.

[0037] Zudem konnte festgestellt werden, dass durch den Zr Gehalt in der Legierung die eingebrachte Energie beim Kaltumformen (Recken mit 2 % Verformungsgrad) durch das anschließende Warmauslagern nicht ausgelöscht wird, da auch hier der stabilisierende Effekt der Zr-haltigen Teilchen wirksam ist.

Patentansprüche

1. Platte aus einer gewalzten Aluminiumlegierung mit folgenden Legierungsbestandteilen:

von 0,7 bis 1,5	Gew.-% Silizium (Si),
von 0,5 bis 1,3	Gew.-% Magnesium (Mg)
von 0,05 bis 0,6	Gew.-% Mangan (Mn),
von 0,1 bis 0,3	Gew.-% Zirkonium (Zr),

jeweils optional

bis 0,5	Gew.-% Kupfer (Cu),
bis 0,7	Gew.-% Eisen (Fe),
bis 0,1	Gew.-% Chrom (Cr),
bis 0,2	Gew.-% Titan (Ti),
bis 0,5	Gew.-% Zink (Zn),
bis 0,2	Gew.-% Zinn (Sn),
bis 0,1	Gew.-% Strontium (Sr),
bis 0,2	Gew.-% Vanadium (V),
bis 0,2	Gew.-% Molybdän (Mo)

und als Rest Aluminium sowie herstellungsbedingt unvermeidbare Verunreinigungen mit jeweils maximal 0,05 Gew.-% und gesamt höchstens 0,15 Gew.-%,

wobei die Platte ein teilrekristallisiertes Gefüge mit einem Rekristallisationsgrad kleiner 25 % aufweist, wobei der nicht rekristallisierte Gefügebereich des Gefüges sich im erhaltenen Zustand befindet und eine mittleren Subkorngröße in Walzrichtung kleiner 10 µm aufweist.

2. Platte nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Rekristallisationsgrad kleiner 15 %, insbesondere kleiner 5 %, ist.

3. Platte nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die mittlere Subkorngröße in Walzrichtung kleiner gleich 5 µm ist.

4. Platte nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Platte den Zustand T6, insbesondere T651, aufweist.

5. Platte nach Anspruch 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Platte eine Streckgrenze ($R_{p0,2}$) von größer 350 MPa aufweist.

6. Platte nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** die gewalzte Aluminiumlegierung

von 0,9 bis 1,3 Gew.-%, insbesondere von 1,0 bis 1,2 Gew.-%, Silizium (Si) und/oder
von 0,75 bis 0,95 Gew.-% Magnesium (Mg) und/oder
von 0,3 bis 0,5 Gew.-% Mangan (Mn) und/oder
von 0,15 bis 0,25 Gew.-%, insbesondere von 0,18 bis 0,22 Gew.-%, Zirkonium (Zr) und/oder
von 0,1 bis 0,5 Gew.-% Kupfer (Cu) und/oder
bis 0,5 Gew.-% Eisen (Fe)

aufweist.

7. Platte nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** die intermetallische Phase der Aluminiumlegierung Zr-haltige Teilchen mit einer mittleren Teilchengröße von maximal 100 nm aufweist, wobei die Anzahl der Zr-haltigen Teilchen größer gleich 1×10^6 Teilchen/mm² insbesondere größer gleich 5×10^6 Teilchen/mm², ist.

8. Platte nach Anspruch 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** die mittlere Teilchengröße der Zr-haltigen Teilchen im Bereich von 30 nm bis 100 nm liegt und/oder dass die Anzahl der Zr-haltigen Teilchen kleiner gleich 100×10^6 Teilchen/mm² ist und/oder dass die Anzahl der Zr-haltigen Teilchen größer gleich 5×10^6 Teilchen/mm² ist.

9. Verwendung einer Platte nach einem der Ansprüche 1 bis 8 für den Maschinenbau.

10. Verfahren zur Herstellung einer Platte nach einem der Ansprüche 1 bis 8, wobei das Verfahren folgende Schritte in der angegebenen Reihenfolge umfasst:

Gießen eines Walzbarrens mit der Aluminiumlegierung,
mehrstufiges Homogenisieren des Walzbarrens mit anschließendem, beschleunigtem Abkühlen auf Raumtemperatur, wobei das mehrstufige Homogenisieren wenigstens
ein erstes Homogenisieren bei einer ersten Temperatur im Bereich von 300 °C bis 400 °C und
ein daran anschließendes zweites Homogenisieren bei einer zweiten Temperatur im Bereich von 500 °C bis 10 °C unterhalb einer Solidustemperatur der Aluminiumlegierung, umfasst,
Warmwalzen des homogenisierten Walzbarrens zu der Platte und nachfolgender Wärmebehandlung, umfassend
Lösungsglühen der Platte mit anschließendem, beschleunigtem Abkühlen auf Raumtemperatur,
Kaltauslagern der lösungsgeglühten Platte, gegebenenfalls mit einer Kaltverformung mit einem Verformungsgrad im Bereich zwischen 0,5 und 10 %, und nachfolgendes Warmauslagern der Platte.

11. Verfahren nach Anspruch 10, **dadurch gekennzeichnet, dass**

das erste Homogenisieren mit einer ersten Haltezeit von größer gleich 0,5 Stunden und/oder bis zu 4 Tagen und/oder einer maximalen Aufheizrate von 5 K/min erfolgt und/oder dass
das zweite Homogenisieren mit einer zweiten Haltezeit von größer gleich 0,5 Stunden und/oder bis zu 24 Stunden erfolgt.

EP 3 981 893 A1

12. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Warmwalzen des homogenisierten Walzbarrens bei einer Temperatur, die um 5 °C bis 100 °C geringer als die Solidustemperatur der Aluminiumlegierung ist, erfolgt.

5 13. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Lösungsglühen der Platte bei einer Temperatur im Bereich von 460 °C bis 580 °C erfolgt und/oder dass das Lösungsglühen der Platte mit einer Haltezeit von 1 Minute bis 10 Stunden erfolgt.

10 14. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Kaltauslagern bei Raumtemperatur und/oder mit einer Haltezeit vorzugsweise von bis zu 8 Wochen erfolgt.

15. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Warmauslagern bei einer Temperatur im Bereich 130 °C bis 210 °C und/oder über eine Haltezeit von 1 bis 24 Stunden erfolgt.

15 16. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 15, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Wärmebehandlung die Platte in den Zustand T6, insbesondere T651, überführt.

20

25

30

35

40

45

50

55

Fig. 1

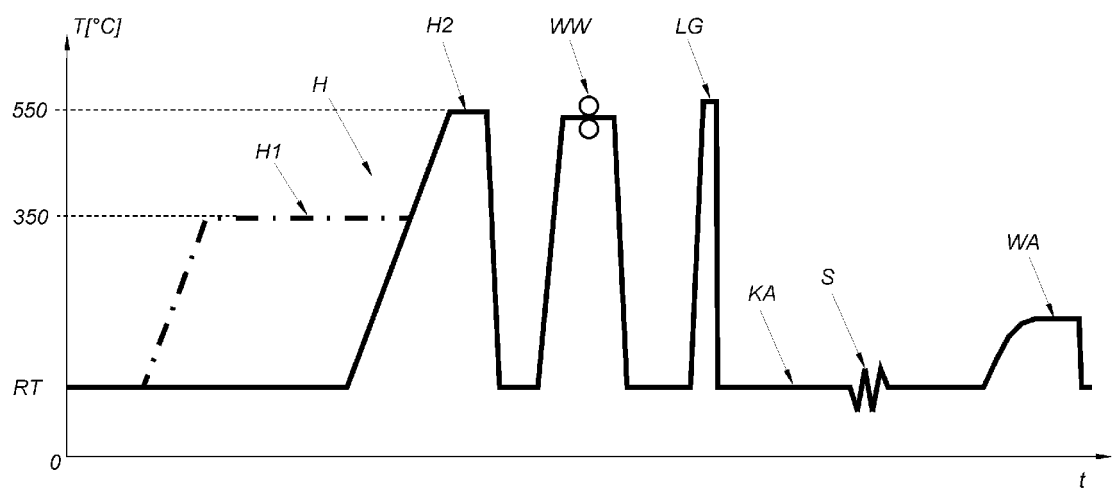
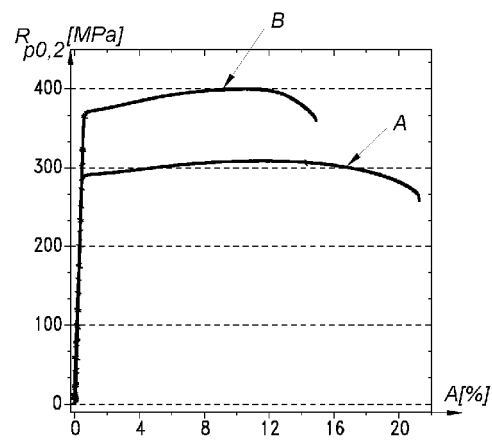


Fig. 2





EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 20 20 0645

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

2

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	CN 110 629 075 A (BAOSHAN IRON & STEEL) 31. Dezember 2019 (2019-12-31) * Absätze [0061] - [0064]; Ansprüche 1, 3, 7 *	1-16	INV. C22C21/04 C22C21/08 C22F1/043 C22F1/05
A	US 3 642 542 A (SPERRY PHILIP R ET AL) 15. Februar 1972 (1972-02-15) * Tabellen 1, 3, 5 * * Ansprüche 5, 10 *	1-16	
A	US 2017/073802 A1 (HORI MASAYUKI [JP] ET AL) 16. März 2017 (2017-03-16) * das ganze Dokument *	1-16	
A	EP 3 018 226 A1 (CONSTELLUM VALAIS SA AG LTD [CH]) 11. Mai 2016 (2016-05-11) * das ganze Dokument *	1-16	
A	CN 104 711 499 A (GEN RES INST NONFERROUS METALS) 17. Juni 2015 (2015-06-17) * Ansprüche 1-2; Abbildung 1 *	1-16	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C22C C22F
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 1. März 2021	Prüfer Pircher, Ernst
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	

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

EP 20 20 0645

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

01-03-2021

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
CN 110629075 A	31-12-2019	KEINE	
US 3642542 A	15-02-1972	BE 763460 A	25-08-1971
		CH 580166 A5	30-09-1976
		DE 2103614 A1	09-09-1971
		FR 2078965 A5	05-11-1971
		GB 1344248 A	16-01-1974
		GB 1344249 A	16-01-1974
		GB 1344250 A	16-01-1974
		JP S5021283 B1	22-07-1975
		US 3642542 A	15-02-1972
US 2017073802 A1	16-03-2017	KEINE	
EP 3018226 A1	11-05-2016	CA 2965738 A1	12-05-2016
		EP 3018226 A1	11-05-2016
		EP 3215648 A1	13-09-2017
		HU E043253 T2	28-08-2019
		PL 3215648 T3	31-07-2019
		SI 3215648 T1	31-07-2019
		US 2017314113 A1	02-11-2017
		WO 2016071257 A1	12-05-2016
CN 104711499 A	17-06-2015	KEINE	

EPO FORM P0461

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

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- EP 1614760 A1 [0003]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **FRIEDRICH OSTERMANN.** Anwendungstechnologie Aluminium. 2014 [0017]
- **FRIEDRICH OSTERMANN.** Anwendungstechnologie Aluminium. 2014, 175 [0020]