



(19)  
Bundesrepublik Deutschland  
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 691 25 436 T3** 2005.08.18

(12) **Übersetzung der geänderten europäischen Patentschrift**

(97) **EP 0 473 122 B2**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **691 25 436.2**

(96) Europäisches Aktenzeichen: **91 114 388.1**

(96) Europäischer Anmeldetag: **27.08.1991**

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **04.03.1992**

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: **02.04.1997**

(97) Veröffentlichungstag

des geänderten Patents beim EPA: **08.12.2004**

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **18.08.2005**

(51) Int Cl.7: **C22F 1/057**  
**C22C 21/16**

(30) Unionspriorität:

**572625**            **27.08.1990**    **US**

**572626**            **27.08.1990**    **US**

(73) Patentinhaber:

**Alcoa Inc., Pittsburgh, Pa., US**

(74) Vertreter:

**Bergen, K., Dipl.-Ing., Pat.-Anw., 40547 Düsseldorf**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**CH, DE, ES, FR, GB, IT, LI, NL**

(72) Erfinder:

**Colvin, Edward L., Pittsburgh, Pennsylvania**

**15238, US; Petit, Jocelyn I., New Kensington,**

**Pennsylvania 15068, US; Westerlund, Robert W.,**

**Bettendorf, Iowa 52722, US**

(54) Bezeichnung: **Verfahren zur Herstellung von Blech aus einer Aluminiumlegierung**

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patent- und Markenamt inhaltlich nicht geprüft.

**Beschreibung**

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Aluminiumlegierungsblechproduktes mit einer Aluminiumplattierung, das verbesserte Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung und verbesserte Bruchzähigkeit besitzt und zur Verwendung als Flugzeughaut geeignet ist.

**[0002]** Die Konstruktion von Verkehrsflugzeugen erfordert unterschiedliche Reihen von Eigenschaften für unterschiedliche Konstruktionstypen am Flugzeug. In vielen Bauteilen ist die Beständigkeit gegen Rißausbreitung entweder in Form der Bruchzähigkeit oder der Ermüdungsrißausbreitung von Bedeutung. Viele signifikante Vorteile können daher durch Verbessern der Bruchzähigkeit und der Ermüdungsrißausbreitung realisiert werden.

**[0003]** Ein neuer Werkstoff mit verbesserter Zähigkeit wird beispielsweise einen höheren Schadentoleranzgrad aufweisen. Bei dem Flugzeug bedeutet dies verbesserte Sicherheit für Passagiere und Besatzung und Gewichtseinsparungen an der Konstruktion, was erhöhte Kraftstoffersparnis, größere Reichweite, höhere Nutzlast oder eine Kombination dieser Parameter erlaubt.

**[0004]** Dauerschwingbeanspruchung tritt bei einem Düsenverkehrsflugzeug während des Starts/der Landung auf, wenn das Innere des Flugzeugs unter Innendruck gesetzt wird. Typischerweise können Flugzeuge bis zu 100 000 Druckbeaufschlagungszyklen während ihrer normalen Lebensdauer erleiden. Folglich wird beobachtet, daß sich ein hoher Nutzen aus verbesserter Bruchzähigkeit und verbesserter Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung ergibt, die beide mit der Dauerschwingbeanspruchung in Zusammenhang stehen.

**[0005]** Die vorliegende Erfindung ist in Anspruch 1 definiert.

**[0006]** Bevorzugte Ausführungsformen des beanspruchten Verfahrens sind in den Unteransprüchen angegeben.

**[0007]** Die EP-A-0 038 605 offenbart ein Verfahren zur Herstellung einer Aluminiumlegierung der Serie 2000 mit hoher Festigkeit, hoher Ermüdungsbeständigkeit und hoher Bruchzähigkeit für Konstruktionsteile von Flugzeugen. Blechprodukte werden hergestellt aus einer Aluminiumgußlegierung der Serie 2000, die warmumgeformt, bei einer Temperatur in der Größenordnung von 920°F lösungsgeglüht, abgeschreckt, vorgealtert, kaltgewalzt, gestreckt und natürlich gealtert wird.

**[0008]** Die GB-A-1 122 912 offenbart eine Verbesserung der Eigenschaften von Blech aus einer Aluminiumlegierung der Serie 2000 in der kurzen Querrichtung durch Warmumformen eines Blockes vor dem Warmwalzen.

**[0009]** Das U.S.-Patent Nr. 4,336,075 offenbart die Verwendung der Aluminiumlegierung des Typs AA2000 für Flugzeugtragflächen.

**[0010]** Die vorliegende Erfindung stellt Blechprodukte aus einer Legierung auf Aluminiumbasis und ein Verfahren zur Herstellung von Blechprodukten aus einem Körper aus der Legierung bereit. Des weiteren sieht die Erfindung Blechprodukte aus einer Aluminiumlegierung vor, die für Flugzeuganwendungen, wie z. B. Tragflächenhäute und Verkleidungsbleche des Flugzeugrumpfes, geeignet sind, wobei die Bleche mit einer Korrosionsschutz-Deckschicht plattiert sein können.

**[0011]** Eine Hauptaufgabe der Erfindung besteht darin, ein Verfahren zur Herstellung eines Aluminiumlegierungsblechproduktes vorzusehen, das eine Aluminiumplattierung hat und eine verbesserte Bruchzähigkeit und eine verbesserte Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung bei Aufrechterhaltung hoher Festigkeitseigenschaften und hoher Korrosionsbeständigkeit besitzt.

**[0012]** Diese und weitere Aufgaben werden ersichtlich werden aus der Lektüre der Beschreibung und der Ansprüche und aus einer Prüfung der hieran angehängten Ansprüche.

**[0013]** Gemäß diesen Aufgaben wird ein Verfahren zur Herstellung eines Blechproduktes mit verbesserten Zähigkeitswerten und mit verbesserter Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung unter Beibehaltung hoher Festigkeit bereitgestellt, wobei das Verfahren das Bereitstellen eines Körpers aus einer Legierung auf Aluminiumbasis umfaßt, die folgendes enthält: 4,1 bis 4,5 Gew.-% Cu, 1,2 bis 1,45 Gew.-% Mg, 0,4 bis 0,7 Gew.-% Mn, max. 0,12 Gew.-% Fe, max 0,1 Gew.-% Si, der Rest ist Aluminium, Begleitelemente und Verunreinigungen.

Das Verfahren umfaßt des weiteren das Erwärmen eines Körpers aus der Legierung auf über 488°C (910°F), um lösliche Bestandteile zu lösen. Danach wird der Körper in einem Temperaturbereich von etwa 315 bis 482°C (600 bis 900°F) warmgewalzt, für die Dauer von weniger als etwa 15 Minuten lösungsgeglüht, z. B. bei der Lösungsgeglühtemperatur, dann schnell abgekühlt und natürlich gealtert, um ein Blechprodukt mit verbesserten Werten der Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung und der Bruchzähigkeit unter Beibehaltung hoher Festigkeitswerte bereitzustellen.

[0014] **Fig. 1** zeigt die Bruchzähigkeit in Abhängigkeit von der Streckfestigkeit von verbessertem Werkstoff, der gemäß der Erfindung verarbeitet wurde.

[0015] **Fig. 2** ist eine grafische Darstellung, die die Geschwindigkeit der Ermüdungsrißausbreitung in Abhängigkeit von der Rißlänge für die Legierung 2024 der Aluminum Association in der lösungsgeglühten, kaltumgeformten und natürlich gealterten Vergütung T3 (AA2024-T3) und das verbesserte Produkt gemäß der Erfindung veranschaulicht.

[0016] **Fig. 3** ist eine Kurve der Differentialscanning-Kalorimetrie von 2024-T3.

[0017] **Fig. 4** ist eine Kurve der Differentialscanning-Kalorimetrie eines Produktes aus einer Aluminiumlegierung gemäß der Erfindung.

[0018] Wie erwähnt, enthält die Legierung der vorliegenden Erfindung 4,0 bis 4,5 Gew.-% Cu, 1,2 bis 1,5 Gew.-% Mg, 0,4 bis 0,7 Gew.-% Mn, 0,02 bis 0,5 Gew.-% Fe, 0,001 bis 0,5 Gew.-% Si, der Rest ist Aluminium, Begleitelemente und Verunreinigungen. Verunreinigungen sind vorzugsweise auf je 0,05% begrenzt, und die Kombination von Verunreinigungen sollte vorzugsweise 0,15% nicht überschreiten. Die Gesamtsumme von Begleitelementen und Verunreinigungen beträgt vorzugsweise nicht mehr als 0,45%.

[0019] Eine bevorzugte Legierung würde enthalten: 4,1 bis 4,4 Gew.-% Cu, 1,2 bis 1,45 Gew.-% Mg, 0,4 bis 0,6 Gew.-% Mn, max. 0,1 Gew.-% Fe, max. 0,1 Gew.-% Si, der Rest wäre Aluminium, Begleitelemente und Verunreinigungen.

[0020] Elemente wie z. B. Zn wären vorzugsweise höchstens mit 0,2 Gew.-% enthalten, ferner max. 0,2 Gew.-% Cr und max. 0,5 Gew.-% Zr, wobei der Bereich für Zr 0,05 bis 0,25 Gew.-% betragen würde, wenn es erwünscht ist, ein nichtrekristallisiertes Produkt herzustellen. Unter nichtrekristallisiert ist zu verstehen, daß höchstens 20 Vol.-% des Produktes rekristallisiert werden. Eine typische Zusammensetzung der Legierung würde enthalten: etwa 4,25 Gew.-% Cu, 1,35 Gew.-% Mg, 0,5 Gew.-% Mn, max. 0,12 Gew.-% Fe und max. 0,1 Gew.-% Si, wobei Fe und Si zusammen nicht mehr als 0,20 und vorzugsweise nicht mehr als 0,15 Gew.-% ausmachen.

[0021] Mn trägt während Operationen, die die Rekristallisation des Metalls bewirken, zur Korngrößensteuerung bei oder unterstützt sie. Sehr große Körner sind nachteilig für Eigenschaften wie beispielsweise Bruchzähigkeit, Umformbarkeit und Korrosionsbeständigkeit.

[0022] Der Fe- und der Si-Anteil werden niedrig gehalten, um die Bildung der Komponentenphasen  $Al_7Cu_2Fe$  und  $Mg_2Si$  zu begrenzen, die für die Bruchzähigkeit und die Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung nachteilig sind. Diese Phasen besitzen eine geringe Löslichkeit in einer Al-Legierung, und wenn sie sich einmal gebildet haben, können sie durch Wärmebehandlungen nicht beseitigt werden. Die Bildung von  $Al_7Cu_2Fe$ - und  $Mg_2Si$ -Phasen kann außerdem die Festigkeit des Produktes verringern, da ihre Bildung die Menge von Cu und Mg reduziert, die verfügbar ist, um Ausscheidungen zu bilden, die die Festigkeit erhöhen. Es ist insbesondere wichtig, daß Bestandteile wie z. B.  $Al_7Cu_2Fe$  und  $Mg_2Si$  vermieden werden, da sie nicht gelöst werden können; folglich wird der Eisenanteil auf einem sehr niedrigen Niveau gehalten, um derartige Bestandteile zu vermeiden. Das heißt, eine Abnahme des Fe- und des Si-Gehalts erhöht die Bruchzähigkeit und die Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung. Folglich wird es in der vorliegenden Erfindung vorgezogen, den Fe-Gehalt auf unter 0,10 Gew.-% und den Si-Gehalt auf unter 0,10 Gew.-% zu regeln.

[0023] Cu und Mg müssen sorgfältig geregelt werden, um eine hohe Festigkeit aufrechtzuerhalten, während die Vorteile hinsichtlich Zähigkeit und Ermüdung gesichert werden. Die Cu- und Mg-Werte müssen niedrig genug sein, um die Auflösung der leicht löslichen Komponentenphasen  $Al_2CuMg$  und  $Al_2Cu$  während der Hochtemperaturbehandlung zu ermöglichen, und müssen außerdem hoch genug sein, um die Menge von freiem Cu und Mg zu maximieren, die verfügbar sind, um die Ausscheidungsphasen zu bilden, die die Festigkeit erhöhen. Dies läßt einen sehr schmalen Bereich von Cu- und Mg-Zusammensetzungen übrig, die die erwünschten Ei-

genschaften des Endproduktes erzeugen werden.

**[0024]** Die folgenden Gleichungen können benutzt werden, um das "freie Cu" und das "freie Mg" zu beurteilen; das heißt, die Menge des Cu und des Mg, die verfügbar ist, um die Festigkeitserhöhungsphasen zu bilden.

$$\text{Cu}_{\text{Frei}} = \text{Cu}_{\text{Ges}} - 2,28\text{Fe} - 0,74(\text{Mn} - 0,2)$$

$$\text{Mg}_{\text{Frei}} = \text{Mg}_{\text{Ges}} - 1,73(\text{Si} - 0,05)$$

**[0025]** Ebenso wie die Bereitstellung des Legierungsproduktes mit geregelten Mengen der Legierungselemente, wie sie hier beschrieben ist, wird es bevorzugt, daß die Legierung nach spezifischen Verfahrensschritten hergestellt wird, um die am meisten erwünschten Kennwerte, sowohl Festigkeit als auch Bruchzähigkeit, Korrosionsbeständigkeit und Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung, zu erzielen, wie sie beispielsweise zur Verwendung als Flugzeughäute oder Flugzeugbeplankungen gefordert werden. Die Legierung, wie sie hier beschrieben ist, kann als ein Block oder als eine Bramme zur Verarbeitung zu einem geeigneten Knetprodukt durch Gießverfahren bereitgestellt werden, die gegenwärtig in der Technik für Gußprodukte angewandt werden, wobei Strangguß bevorzugt wird. Brammen, die auf Band- oder Walzengießmaschinen hergestellt wurden, können ebenfalls verwendet werden.

**[0026]** Der Block oder die Bramme aus der Legierung der Erfindung wird mit einer Plattierung bereitgestellt und dann gemäß der Erfindung verarbeitet. Bei derartigen plattierten Produkten wird ein Kern aus der erfindungsgemäßen Legierung auf Aluminiumbasis verwendet sowie eine Plattierung aus einer Legierung höherer Reinheit, die den Kern vor Korrosion schützt. Die Plattierung enthält im wesentlichen unlegiertes Aluminium oder Aluminium, das höchstens 0,1 oder 1% aller anderen Elemente enthält. Allerdings kann Zn vorhanden sein, wie z. B. in AA7072. Folglich kann die Plattierung auf dem Kern ausgewählt sein aus den Legierungen 1100, 1200, 1230, 1135, 1235, 1435, 1145, 1345, 1250, 1350, 1170, 1175, 1180, 1185, 1285, 1188, 1199 oder 7072 der Aluminum Association.

**[0027]** Das Legierungsmaterial kann vor dem Warmumformen homogenisiert werden, oder es kann erwärmt und direkt warmgewalzt werden. Wenn die Homogenisierung angewandt wird, kann sie bei einer Metalltemperatur im Bereich von 488 oder 493°C bis 515 oder 538°C (von 910 oder 920°F bis 960 oder 1000°F) für die Dauer von mindestens 1 Stunde durchgeführt werden, um lösliche Elemente aufzulösen und das innere Gefüge des Metalls zu homogenisieren. Eine bevorzugte Zeitdauer ist etwa 4 Stunden oder mehr im Homogenisierungstemperaturbereich. Normalerweise braucht die Haltezeit bei der Homogenisierungstemperatur nicht auf mehr als 8 Stunden ausgedehnt zu werden, längere Zeiten sind jedoch normalerweise nicht nachteilig. 4 bis 6 Stunden bei der Homogenisierungstemperatur haben sich als durchaus angemessen erwiesen. Eine typische Homogenisierungstemperatur beträgt 493°C (920°F).

**[0028]** Für Zwecke der vorliegenden Erfindung wird es vorgezogen, den plattierten Block ohne Homogenisierung warmzuwalzen. Der Block wird demnach warmumgeformt oder warmgewalzt, um ein Produkt mit Zwischendicke bereitzustellen. Das Warmwalzen wird mit einer Anfangstemperatur zum Walzen in dem Bereich von 315 bis 482°C (600 bis 900°F) durchgeführt. Wenn die Legierung z. B. für Tragflächenhäute oder Rumpfhäute von Flugzeugen eingesetzt wird, wird das Warmwalzen durchgeführt, um ein Zwischenprodukt mit einer Dicke von etwa 7,6 bis 20,3 cm (3 bis 8 Zoll) bereitzustellen.

**[0029]** Nach dem Warmwalzen wird das Produkt mit Zwischendicke einem Wiedererwärmungsschritt unterzogen. Dieser Wiedererwärmungsschritt ist für die vorliegende Erfindung besonders wichtig, insbesondere im Hinblick auf das Minimieren oder Vermeiden löslicher Bestandteile oder Sekundärphasenteilchen und ihre Beeinträchtigung der Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung und der Bruchzähigkeit. Folglich wird in dem Wiedererwärmungsschritt das Produkt mit Zwischendicke auf eine Temperatur über 488 oder 493°C (910 oder 920°F) erwärmt, z. B., bis über die Löslichkeitstemperatur der Sekundärphasenteilchen, um lösliche Bestandteile aufzulösen, die vom Gießen zurückbleiben oder vielleicht während des Warmwalzens ausgeschieden worden sind.

**[0030]** Derartige Komponententeilchen umfassen beispielsweise  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  und  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . Das Wiedererwärmen besitzt den Effekt des Auflörens des größten Teils von Cu und Mg in feste Lösung. Das Erwärmen kann in dem Bereich über 488 bis 507°C (910 bis 945°F) mit einem bevorzugten Bereich von 488 bis 499°C (910 bis 930°F) erfolgen. Für Zwecke des Wiedererwärmens kann das Produkt mit Zwischendicke für etwa 1 bis 40 Stunden gehalten werden, wenn sich das Metall in dem Temperaturbereich oder oberhalb der Löslichkeitstemperatur für die löslichen Bestandteile befindet. Vorzugsweise liegen die Zeiten bei Metalltemperatur in dem Bereich von

4 bis 24 Stunden. Es ist wichtig, daß die Wiedererwärmung innerhalb der angegebenen Parameter behutsam gesteuert wird. Wenn der Wiedererwärmungsvorgang bei einer Temperatur unter 482°C (900°F) erfolgt, beispielsweise bei 454°C (850°F), kann dies z. B. große Mengen grobkörniger ungelöster Al<sub>2</sub>CuMg- und Al<sub>2</sub>Cu-Teilchen hinterlassen, die einen nachteiligen Einfluß auf die Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung in dem Endprodukt haben können. Wenn die Wiedererwärmung unterhalb der Lösungstemperatur erfolgt, können diese Teilchen tatsächlich sogar an Größe zunehmen. Das Vorhandensein derartiger Komponententeilchen kann den Rißausbreitungswiderstand in dem Blechendprodukt begrenzen.

**[0031]** In plattierten Produkten sind die Temperatur und die Dauer der Wiedererwärmung aus einem weiteren Grund sehr wichtig. Das heißt, wenn die Zeit bei Wiederwärmungstemperatur übermäßig lang ist, kann Kupfer in die Plattierung aus Aluminium höherer Reinheit diffundieren, was sich nachteilig auf den Korrosionsschutz auswirken kann, der durch die Plattierung ermöglicht wird.

**[0032]** Nach dem Wiedererwärmen wird das Zwischenprodukt einem zweiten Warmwalzvorgang unterzogen. Der zweite Warmwalzvorgang wird in dem Temperaturbereich von etwa 315 bis 482°C (600 bis 900°F) durchgeführt. Das Warmwalzen kann bis auf die Enddicke, z. B. bis auf 6,35 mm (0,25 Zoll) oder weniger, erfolgen. Alternativ kann der Warmwalzschrift durchgeführt werden, um ein zweites Zwischenprodukt mit einer Dicke im Bereich von 2,5 bis 7,6 mm (0,1 bis 0,3 Zoll) bereitzustellen. Danach kann das zweite Zwischenprodukt bis auf eine Enddicke von 6,35 mm (0,25 Zoll) oder weniger, typischerweise bis auf Werte zwischen 1,27 und 5,1 mm (0,05 und 0,20 Zoll), kaltgewalzt werden, um ein im wesentlichen rekristallisiertes Produkt herzustellen.

**[0033]** Wenn es erwünscht ist, kann vor dem Kaltwalzen ein Zwischenglühen angewandt werden.

**[0034]** Nach dem Kaltwalzen wird das Blechprodukt einer Lösungsglühbehandlung in dem Bereich von 488 bis 507°C (910 bis 945°F) unterzogen. Es ist wichtig, daß die Dauer der Lösungsglühbehandlung sorgfältig gesteuert wird. Demnach kann die Lösungsglühbehandlung innerhalb von 5 Minuten oder auch kürzere Zeit durchgeführt werden, wenn das Metall die Lösungstemperatur erreicht hat. Die Zeit kann auf 15 Minuten oder sogar auf 60 Minuten ausgedehnt werden. Bei einem plattierten Produkt sollte allerdings auf die Diffusion von Kupfer in die Plattierung und auf mögliche, sich daraus ergebende Probleme geachtet werden.

**[0035]** Die Lösungsglühbehandlung gemäß der vorliegenden Erfindung kann auf einer kontinuierlichen Basis erfolgen. Grundsätzlich können die Lösungseffekte ziemlich schnell eintreten. Bei kontinuierlicher Behandlung durchläuft das Blech als eine einzelne Bahn kontinuierlich einen Langofen, der die Erwärmungsgeschwindigkeit beträchtlich erhöht. Lange Lösungsglühbehandlungszeiten können angewandt werden, um die löslichen Bestandteile, wie z. B. Al<sub>2</sub>CuMg und Al<sub>2</sub>Cu, aufzulösen. Langzeit-Lösungsglühbehandlungen (mehr als 2 Stunden) sollten jedoch wegen der übermäßigen Cu-Diffusion, die in die Plattierung erfolgen kann, nicht auf plattierte Produkte angewandt werden. Das kontinuierliche Verfahren erleichtert die Anwendung der Erfindung, da eine relativ schnelle Erwärmung und eine kurze Verweilzeit bei Lösungstemperatur zur Minimierung der Auflösung von Kupfer in die Plattierung führen. Folglich rechnen die Erfinder mit einer Lösungsglühbehandlung mit einer so kurzen Dauer wie etwa 10 Minuten oder weniger, z. B., etwa 0,5 bis 4 Minuten. Als eine weitere Hilfe zum Erreichen einer kurzen Erwärmungszeit liefert eine Ofentemperatur oder eine Ofenzonentemperatur, die erheblich über den erwünschten Metalltemperaturen liegt, eine höhere Temperaturspitze, die für kurze Erwärmungszeiten von Vorteil ist.

**[0036]** Nach der Lösungsglühbehandlung ist es wichtig, daß das Metall schnell abgekühlt wird, um die unkontrollierte Ausscheidung von Sekundärphasen, z. B. von Al<sub>2</sub>CuMg und Al<sub>2</sub>Cu, zu verhindern oder zu minimieren. Folglich wird es in der praktischen Anwendung der Erfindung vorgezogen, daß die Abschreckgeschwindigkeit mindestens 55,6°C/s (100°F/s) von der Lösungstemperatur auf eine Temperatur von 177°C (350°F) oder eine niedrigere Temperatur beträgt. Eine bevorzugte Abschreckgeschwindigkeit beträgt mindestens 166,8°C/s (300°F/s) in dem Temperaturbereich von 496°C (925°F) oder höher bis 177°C (350°F) oder niedriger. Geeignete Geschwindigkeiten können bei Verwendung von Wasser erzielt werden, beispielsweise durch Tauchen in Wasser oder durch Wasserdruckstrahlen. Des weiteren können Luft oder Druckluftstrahlen verwendet werden. Vorzugsweise erfolgt das Abschrecken auf einer kontinuierlichen Basis. Das Blech kann, beispielsweise durch Strecken um bis zu 10% seiner ursprünglichen Länge, kaltumgeformt werden. Typischerweise kann das Kaltumformen oder sein Äquivalent, das einen Effekt ähnlich dem Strecken bewirkt, in dem Bereich von 0,5% bis 6% der ursprünglichen Länge des Produktes angewandt werden.

**[0037]** Nach dem schnellen Abschrecken wird das Blechprodukt natürlich gealtert. Unter natürlichem Altern wird auch das Altern bei Temperaturen bis zu 79°C (175°F) verstanden.

**[0038]** Die Anwendung dieser Steuerungen trägt wesentlich zur Produktion von Blechmaterial mit hoher Streckfestigkeit, verbesserten Werten der Bruchzähigkeit, erhöhter Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung und hoher Korrosionsbeständigkeit bei, insbesondere bei Anwendung der Legierungszusammensetzung der Erfindung. Das heißt, es kann Blech mit einer Streckfestigkeit in Längs- bzw. Querrichtung von mindestens 276 bzw. 290 MPa (40 bzw. 42 ksi), geeigneter Weise mindestens 303, 317 bzw. 331 MPa (44, 46 bzw. 48 ksi), und mit einer Bruchzähigkeit von mindestens 127, 132 bzw. 137 MPa $\sqrt{m}$  (140, 145 bzw. 150 ksi $\sqrt{in}$ ) hergestellt werden. Außerdem besitzt das Blech eine Ermüdungsriß-Ausbreitungsgeschwindigkeit von  $2,5 \times 10^{-4}$  cm ( $10^{-4}$  in) je Lastwechsel bei einer Schwingspannungsstärke von mindestens 20 MPa $\sqrt{m}$  (22 ksi $\sqrt{in}$ ).

**[0039]** Das gemäß der Erfindung hergestellte Blech besitzt den Vorteil, daß eine relativ hohe Streckfestigkeit aufrechterhalten wird, z. B. etwa 324 MPa (47 ksi), während die Bruchzähigkeit auf etwa 137 bis 150 MPa $\sqrt{m}$  (150 bis 165 ksi $\sqrt{in}$ ) ansteigt. Die Bruchzähigkeit des Produktes in Form von Messungen, angegeben als scheinbarer K-Wert ( $K_{schein}$ ) unter Verwendung einer 40 cm (16 Zoll) breiten Blechtafel, kann in dem Bereich von 80 bzw. 82 bis 91 MPa $\sqrt{m}$  (von 88 bzw. 90 bis 100 ksi $\sqrt{in}$ ) liegen. Wie in [Fig. 2](#) veranschaulicht ist, besitzt das neue Produkt in Tests, die unter Anwendung eines gleichbleibenden Bereichs des Schwingspannungsfaktors von 20 MPa $\sqrt{m}$  (22 ksi $\sqrt{in}$ ) durchgeführt wurden, eine wesentlich bessere Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung als bisherige Legierungen für Rumpfhäute. Dieser Bereich des Schwingspannungsfaktors ist wichtig für die schadenstolerante Konstruktion von Verkehrsflugzeugen, wie z. B. Linienflugzeugen.

**[0040]** Das Blechmaterial der Erfindung ist durch einen erheblichen Mangel an Sekundärphasenteilchen, z. B., Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe-, Al<sub>6</sub>(Fe,Mn)Al<sub>2</sub>CuMg- und Al<sub>2</sub>Cu-Teilchen charakterisiert. Das heißt, das Blechmaterial der Erfindung weist im allgemeinen weniger als 1,25 Vol.-% derartiger Teilchen größer als 0,15  $\mu\text{m}^2$  auf, wie durch optische Bildanalyse über einen Querschnitt des Produktes gemessen wurde.

**[0041]** Das heißt, das Blechmaterial der Erfindung besitzt im allgemeinen einen 500°C- bis 530°C-Höchstwert der Differentialscanning-Kalorimetrie von weniger als 1,0 cal/g. [Fig. 3](#) und [Fig. 4](#) zeigen einen Vergleich zwischen dem neuen Produkt und der Legierung 2024-T3, welche das Material ist, das gegenwärtig für die Rumpfhäute von Düsenverkehrsflugzeugen gewählt wird.

#### Beispiel

**[0042]** Ein 40 cm  $\times$  152 cm (16 Zoll  $\times$  60 Zoll) großer Block mit der folgenden Zusammensetzung: 4,28% Cu, 1,38% Mg, 0,50% Mn, 0,07% Fe, 0,05% Si, Rest Al, wurde mit AA1145 plattiert, anschließend auf ungefähr 468°C (875°F) erwärmt und auf eine Brammendicke von 11,4 cm (4,5 Zoll) warmgewalzt. Die Bramme wurde dann 17 Stunden auf eine Temperatur über 488°C (910°F) erwärmt und auf eine Dicke von 4,5 mm (0,176 Zoll) warmgewalzt. Das Metall wurde vor einem 10-minütigen Lösungsglühen bei 496°C (925°F) und einem Strecken um 1 bis 3% auf eine Enddicke von 2,5 mm (0,100 Zoll) kaltgewalzt. Das Blech wurde 3 Wochen bei Raumtemperatur gealtert.

**[0043]** Zum Vergleich wurde die Legierung 2024-T3, die gegenwärtig für die Rumpfhäute von Düsenflugzeugen verwendet wird, und die folgende Zusammensetzung aufweist: 4,6% Cu, 1,5% Mg, 0,6% Mn, 0,2% Fe, 0,2% Si, Rest Al, der gleichen Behandlung unterzogen, mit der Ausnahme, daß sie nicht dem Wiedererwärmen bei 488°C (910°F) unterzogen wurde.

**[0044]** Das Produkt der Erfindung besaß eine um 16% höhere Bruchzähigkeit bei ebenem Spannungszustand [ $K_c = 142$  MPa $\sqrt{m}$  (156,5 ksi $\sqrt{in}$ )], Durchschnittswert der Daten des neuen Produktes aus [Fig. 1](#), gegenüber 123 MPa $\sqrt{m}$  (134,7 ksi $\sqrt{in}$ ), Durchschnittswert der beiden höchsten Punkte der Legierung 2024 T-3 aus [Fig. 1](#), und bei einer Schwingspannungsstärke von 20 MPa $\sqrt{m}$  (22 ksi $\sqrt{in}$ ) breiteten sich die Risse um 44% langsamer aus [ $da/dN = 13,5 \times 10^{-5}$  cm ( $5,3 \times 10^{-5}$  Zoll)/Lastwechsel gegenüber  $24,2 \times 10^{-5}$  cm ( $9,52 \times 10^{-5}$  Zoll)/Lastwechsel], wie in der folgenden Tabelle dargestellt ist. Eine mögliche Erklärung der metallurgischen Ursachen der Verbesserung kann in [Fig. 3](#) und in [Fig. 4](#) gefunden werden, die Kurven der Differentialscanning-Kalorimetrie veranschaulichen. Die Größe der deutlichen Spitze, die in dem Temperaturbereich von 500 bis 530°C ([Fig. 3](#)) auftritt, zeigt die Menge der vorhandenen Komponentenphase oder Komponentenphasen, wie z. B. Al<sub>2</sub>CuMg und Al<sub>2</sub>Cu an. Diese Phasen tragen zu der Verringerung der Bruchzähigkeit und der Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung bei. Das neue Produkt ([Fig. 4](#)) weist eine wesentlich kleinere Spitze auf, die anzeigt, daß der Volumenanteil einer derartigen Komponente gemäß der vorliegenden Erfindung signifikant reduziert wurde.

**[0045]** Der Volumenanteil der Summe der großen Komponentenphasenteilchen (einschließlich der Fe und Si

enthaltenden Teilchen), z. B., der Phasenteilchen, die größer sind als  $0,15 \mu\text{m}^2$ , war für das neue Produkt erheblich kleiner als für die herkömmlich behandelte Legierung 2024-T3. Bei zwölf Messungen betrug der Volumenanteil des neuen Produktes 0,756% bis 1,056%. Bei zwölf Messungen betrug der Volumenanteil der Komponenten der herkömmlich behandelten Legierung 2024-T3 1,429% bis 2,185%.

#### Ermüdungsrißausbreitung bei unterschiedlichen Schwingungsstärken

Probe	$\Delta K$	da/dN	da/dN
		(Zoll)	(cm)
Neues Produkt	10	$6,70 \times 10^{-6}$	$17,0 \times 10^{-6}$
	22	$5,30 \times 10^{-5}$	$13,5 \times 10^{-5}$
	30	$1,34 \times 10^{-4}$	$3,4 \times 10^{-4}$
2024-T3	10	$7,91 \times 10^{-6}$	$20,1 \times 10^{-6}$
	22	$9,52 \times 10^{-5}$	$24,2 \times 10^{-5}$
	30	$3,71 \times 10^{-4}$	$9,4 \times 10^{-4}$

$\Delta K$  Bereich des Schwingungsstärkefaktors,  
da/dN Länge der Rißausbreitung während eines Wechsels Belastung/Entlastung

**[0046]** Der Test wurde mit einem R-Verhältnis (Minimallast/Maximallast) von 0,33 durchgeführt.

**[0047]** Die Bruchzähigkeit wurde unter Verwendung einer 40 cm (16 Zoll) breiten und 112 cm (44 Zoll) langen Blechtafel gemessen. Alle angegebenen Werte wurden in der Quer- bzw. Längsorientierung genommen, was bedeutet, daß die aufgebrachte Belastung parallel zu der Querrichtung des Bleches wirkte und sich der Riß parallel zu der Längsrichtung des Bleches ausbreitete. Die Beständigkeit gegen Ermüdungsrißausbreitung wurde als die Länge gemessen, um die sich ein Riß während jedes Lastwechsels bei einem gegebenen Spannungsstärkebereich ausbreitete. Die Messungen wurden mit einem R-Verhältnis von 0,33 in der Quer- bzw. Längsorientierung durchgeführt. Es ist leicht zu erkennen, daß bei zunehmendem Spannungsstärkefaktor das Ausmaß der Verbesserung markanter wird.

#### Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Blechs aus einer Legierung auf Aluminiumbasis, umfassend die folgenden Schritte:

- Bereitstellen eines Körpers aus einer Legierung auf Aluminiumbasis, die folgendes enthält: 4,0 bis 4,5 Gew.-% Cu, 1,2 bis 1,5 Gew.-% Mg, 0,4 bis 0,6 Gew.-% Mn, max. 0,12 Gew.-% Fe, max. 0,1 Gew.-% Si, Rest Aluminium, wahlweise max. 0,2 Gew.-% Zn, max. 0,2 Gew.-% Cr, max. 0,5 Gew.-% Zr, und Verunreinigungen;
- Heißwalzen des Körpers zu einer Bramme, wobei auf dem Körper oder der Bramme eine Plattierung vorgesehen ist;
- Erhitzen der Bramme auf eine Temperatur innerhalb des Bereichs von  $488^\circ$  bis  $507^\circ\text{C}$  ( $910^\circ$  bis  $945^\circ\text{F}$ ) für eine Dauer von 1 bis zu 40 Stunden, um lösliche Bestandteile zu lösen;
- Heißwalzen der Bramme innerhalb eines Temperaturbereichs von  $315^\circ$  bis  $482^\circ\text{C}$  ( $600^\circ$  bis  $900^\circ\text{F}$ ) zu einem Blech;
- Erhitzen zum Lösungsglühen innerhalb eines Temperaturbereichs von  $488^\circ$  bis  $507^\circ\text{C}$  ( $910^\circ$  bis  $945^\circ\text{F}$ ) für bis zu 60 Minuten;
- schnelles Abkühlen; und
- Altern, um ein Blech mit einer hohen Festigkeit und einer verbesserten Bruchzähigkeit und Beständigkeit gegen das Entstehen von Ermüdungsrisen herzustellen, wobei das Blech eine Streckfestigkeit in Längs-/Querrichtung von mindestens 275 MPa (40 ksi [eintausend Pfund pro Quadratzoll]) und eine Bruchzähigkeit in Quer-/Längsrichtung von mindestens  $154 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $140 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$ ), gemessen an einer 40 cm (16 Zoll) breiten, 112 cm (44 Zoll) langen Platte, hat.

2. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem der Körper vor dem Erhitzen in einem Temperaturbereich von  $315$  bis  $482^\circ\text{C}$  ( $600$  bis  $900^\circ\text{F}$ ) heißgewalzt wird, und/oder das Blech nach dem Heißwalzen zu einer endgültigen

Blechstärke von beispielsweise 1,3 bis 6,3 mm (0,05 bis 0,25 Zoll) kaltgewalzt wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem:  
Cu in einer Menge von 4,1 bis 4,5 Gew.-%;  
Mg in einer Menge von 1,2 bis 1,45 Gew.-%;  
Fe in einer Menge von max. 0,12 Gew.-%; und/oder  
Si in einer Menge von max. 0,1 Gew.-%  
enthalten ist.

4. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, bei dem der bereitgestellte Körper ein Körper aus einer Legierung auf Aluminiumbasis ist, die folgendes enthält:  
4,1 bis 4,4 Gew.-% Cu, 1,2 bis 1,45 Gew.-% Mg, 0,4 bis 0,6 Gew.-% Mn, max. 0,12 Gew.-% Fe, max. 0,1 Gew.-% Si, Rest Aluminium und Verunreinigungen.

5. Verfahren nach Anspruch 4, bei dem das Blech natürlich gealtert wird.

6. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, bei dem die Plattierung eine der folgenden ist:  
(i) sie besteht aus einer Aluminiumlegierung von höherer Reinheit als der Körper;  
(ii) es handelt sich um eine Plattierung der Serie AA1000 der Aluminum Association;  
(iii) es handelt sich um eine Plattierung der Serie AA1100, 1200, 1230, 1135, 1235, 1435, 1145, 1345, 1250, 1350, 1170, 1175, 1180, 1185, 1285, 1188, 1199 oder 7072 der Aluminum Association.

Es folgen 2 Blatt Zeichnungen



Anhängende Zeichnungen

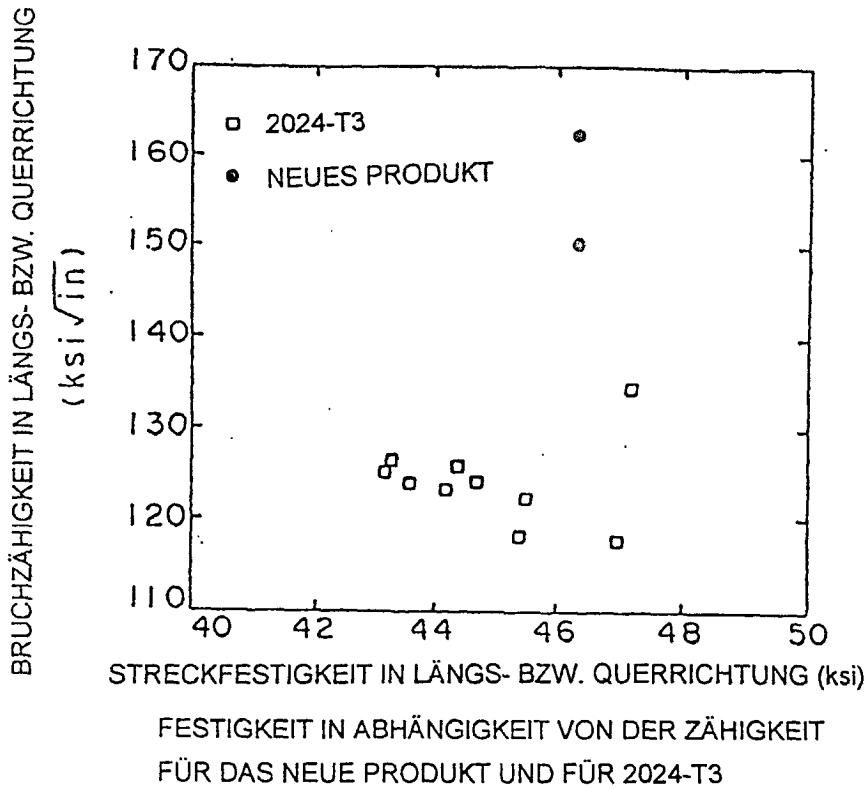
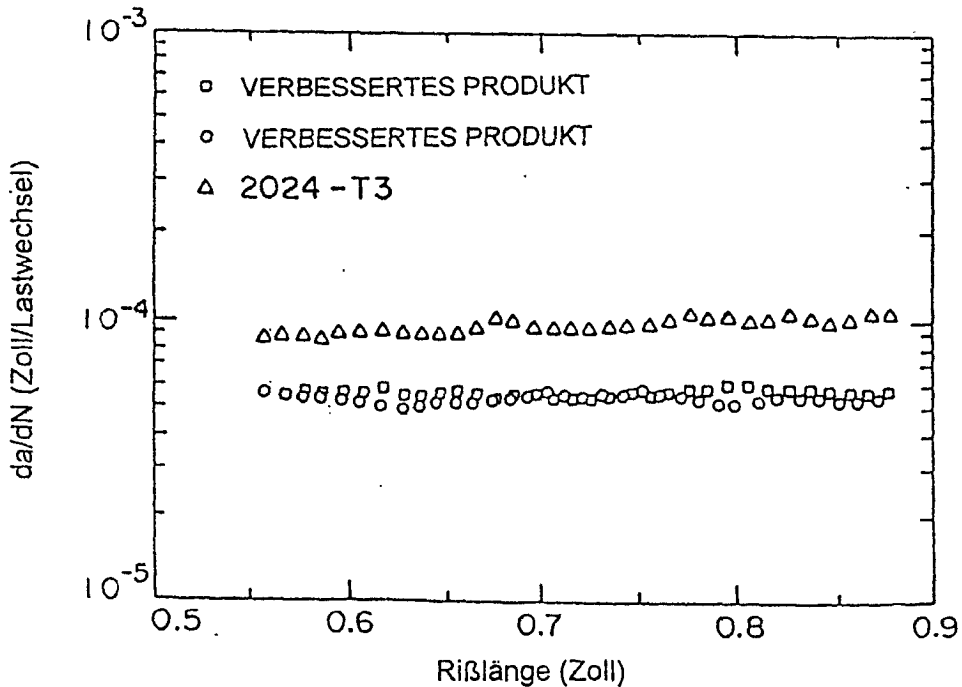


FIG. 1



GESCHWINDIGKEIT DER ERMÜDUNGRISSAUSBREITUNG IN ABHÄNGIGKEIT  
VON DER RISSLÄNGE FÜR 2024-T3 UND FÜR DAS VERBESSERTES PRODUKT  
 $\Delta K$  22  $\text{ksi}\sqrt{\text{in}}$ ,  $R = 0,33$ , ORIENTIERUNG IN LÄNGS- bzw. QUERRICHTUNG

FIG. 2

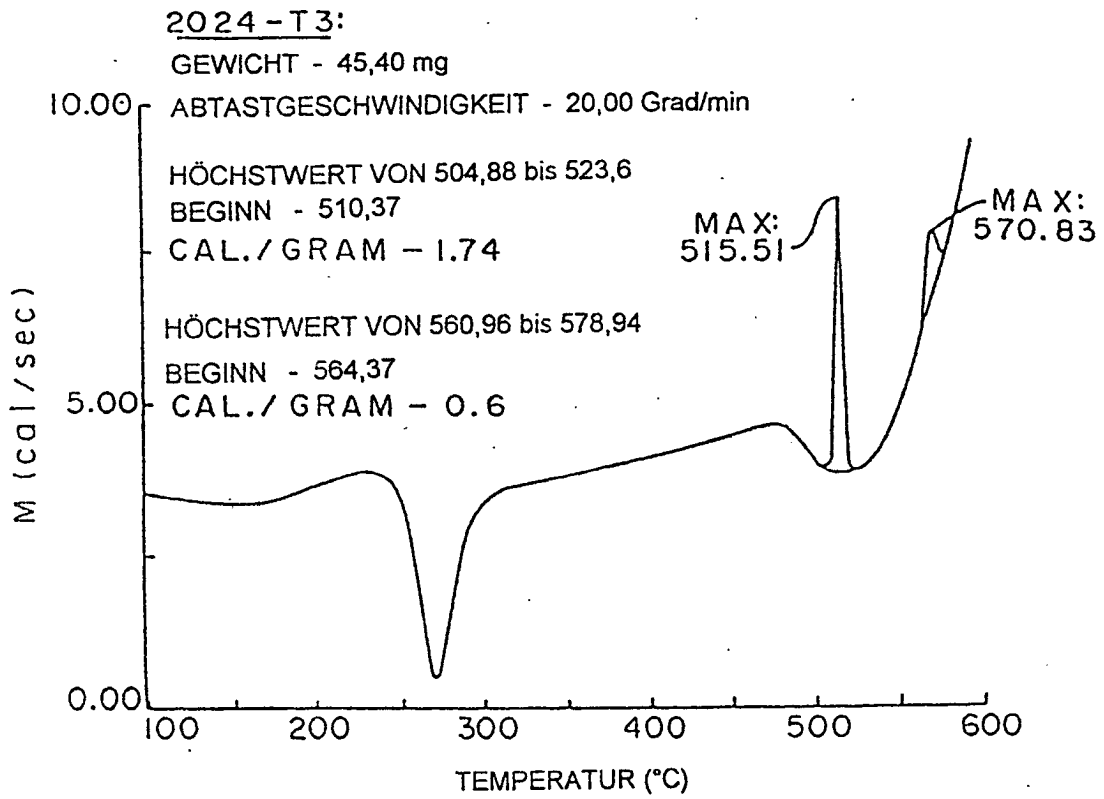


FIG. 3

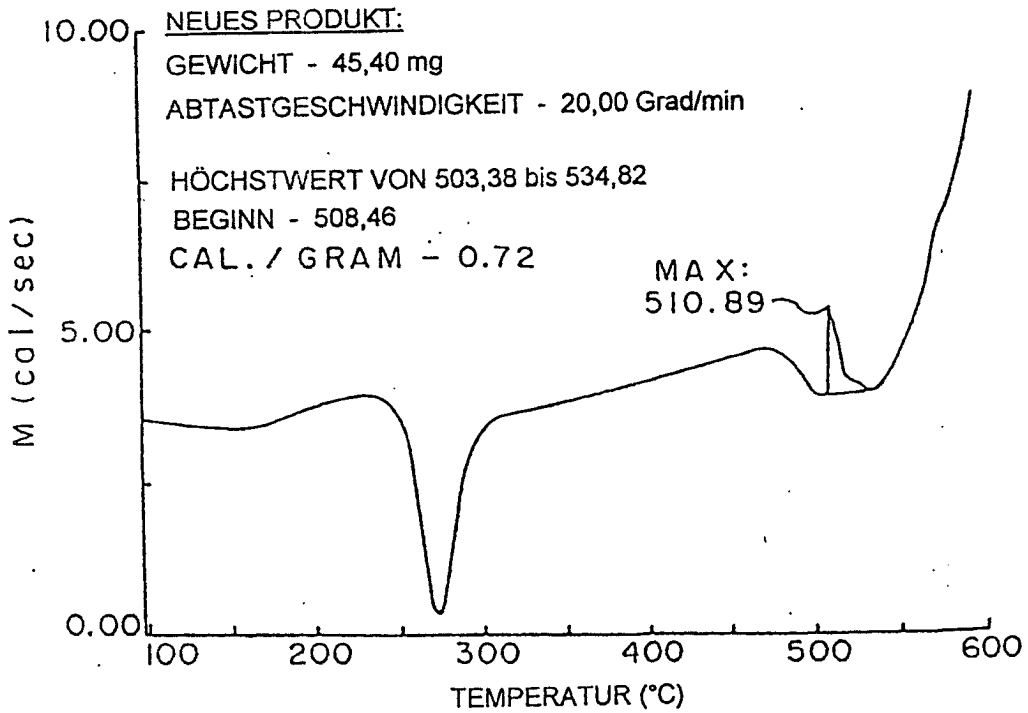


FIG. 4