



(19)

REPUBLIK
ÖSTERREICH
Patentamt

(10) Nummer:

AT 407 404 B

(12)

PATENTSCHRIFT

(21) Anmeldenummer:

1301/98

(51) Int. Cl.⁷: C22C 21/00

(22) Anmeldetag:

29.07.1998

(42) Beginn der Patentdauer:

15.07.2000

(45) Ausgabetag:

26.03.2001

(56) Entgegenhaltungen:

JP 61-079023A JP 62-224722A WO 96/10099A1

(73) Patentinhaber:

MIBA GLEITLAGER AKTIENGESELLSCHAFT
A-4663 LAAKIRCHEN, OBERÖSTERREICH (AT).

(72) Erfinder:

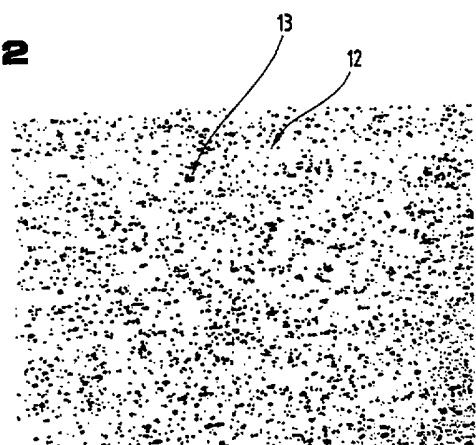
MERGEN ROBERT DIPL.ING. DR.
WELS, OBERÖSTERREICH (AT).
MANNER MARKUS DIPL.ING.
MAUER, NIEDERÖSTERREICH (AT).

(54) ZWISCHENSCHICHT, INSbesondere BINDUNGSSCHICHT, AUS EINER LEGIERUNG AUF ALUMINIUMBASIS

AT 407 404 B

(57) Die Erfindung betrifft eine Zwischenschicht, insbesondere Bindungsschicht, aus einer Legierung auf Aluminiumbasis für Verbundwerkstoffe mit Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung, insbesondere Gleitlager. Die Legierung weist einen Gehalt an Beimengungen von zumindest einem Element aus einer Sc, Y, Hf, Nb, Ta, La, die Lanthanoide und die Actinoide umfassenden Elementgruppe von maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise 4 Gew.-%, insbesondere zwischen 0,015 Gew.-% und 3,25 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, auf und der Rest bildet Aluminium mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen.

Fig.2



Die Erfindung betrifft eine Zwischenschicht auf Aluminiumbasis zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften von metallischen Werkstoffen unterschiedlicher Zusammensetzung sowie einen damit hergestellten Verbundwerkstoff und ein Verfahren zum Herstellen dieses Verbundwerkstoffes gemäß den Oberbegriffen der Ansprüche 1, 11 bzw. 20.

5 Verbundwerkstoffe, insbesondere Gleitlager, für sich schnell drehende Maschinenteile, z.B. Motorwellen, sind im zunehmenden Maße auf der Basis von Schichtverbundwerkstoffen des Aufbaues Stützschale-Bindungsschicht-Lagerschale aufgebaut, besonders, wenn es sich bei der Lagerschale um eine Leichtmetalllegierung handelt. Der Bindungsschicht kommt insbesondere dann eine wichtige Rolle zu, wenn die Leichtmetall-Lagerlegierung mechanisch weiche Komponenten, wie z.B. Zinn, Blei oder dgl. enthält.

10 Es ist üblich, für die Bindungsschicht technisch reines Reinaluminium, z.B. A199,5 zu verwenden. Im Zuge der Entwicklung immer höher belastbarer Leichtmetall-Lagerlegierungen für die Verwendung in modernen Motoren und Maschinen wird die Aluminiumbindungsschicht immer mehr zum schwächsten Glied des Schichtverbundwerkstoffes. Beispielsweise hat das Reinaluminium mittlerweile bezüglich der dynamischen Festigkeit und der Warmfestigkeit entscheidende Nachteile gegenüber der neuen Generation an Leichtmetall-Lagerlegierungen.

15 Um hier Abhilfe zu schaffen, wurden bereits einige Lösungskonzepte entwickelt. So wird z.B. in der DE 40 37 746 A1 und der DE 43 12 537 A1 vorgeschlagen, aushärtbare Aluminium-Legierungen für die Bindungsschicht zu verwenden. Da jedoch der Herstellprozeß der Schichtverbunde auch mehrere Wärmebehandlungen beinhaltet, befinden sich diese aushärtbaren Werkstoffe strukturell auf dem Niveau höchster Festigkeit. Neben einer teilweise unzulässigen Beeinträchtigung der gewünschten Duktilität besteht die Gefahr der Überalterung und somit eine unerwünschte Senkung der Lebensdauer des fertigen Produktes unter der thermischen und dynamischen Belastung in der Lagerstelle.

20 25 Aus der JP 61-079023 A ist ein Verbundwerkstoff bekannt, welcher durch eine Stahlstützschicht, eine Zwischenschicht aus Aluminium beziehungsweise aus einer mit Kupfer und/oder Magnesium legierten Aluminiumlegierung, sowie einer Lagerschicht aus einer Aluminiumlegierung mit Zinn und zumindest einem Element aus der Gruppe Silizium, Mangan, Antimon, Titan, Zirkon, Nickel, Eisen, Niob, Vanadium, Molybdän, Kobalt, gebildet wird.

30 Aus der JP 62-224722 A ist ein Verbundwerkstoff bekannt, der durch eine Stahlstützschicht, eine Zwischenschicht aus einer mit Silizium, Nickel, Eisen, legierten Aluminiumlegierung oder Reinaluminium und eine Lagerschicht aus einer Aluminiumlegierung, welche mit zumindest einem Element einer Zirkon, Vanadium, Niob, Molybdän und Kobalt enthaltenden Elementgruppe sowie mit Zinn legiert ist, gebildet wird.

35 Ein gänzlich anderer Ansatz besteht in der Verwendung von galvanisch auf die Stützschale aufgebrachten Nickel, Kupfer oder derartiger Schichten unter gänzlichem Verzicht einer weiteren Bindungsschicht auf Aluminiumbasis. Aufgrund der geringen metallurgischen Verwandtschaft zwischen den Leichtmetall-Lagerlegierungen einerseits und dem Nickel, Kupfer oder dgl. andererseits bleibt die Haftfestigkeit durch den Grad der erzielten Adhäsion und Verklammerung beschränkt, wohingegen bei Leichtmetall-Bindungsschicht/Leichtmetall-Lagerschicht-Paarungen, die adhäsiven Verbundkräfte in der Bindungsebene mittels Wärmebehandlung und Diffusion erzeugter, die Haftfestigkeit steigernder Schichten verbessert werden, die nahezu den Charakter metallurgischer Diffusions- und Reaktionszonen aufweisen.

40 45 Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, eine Zwischenschicht auf Aluminiumbasis für Verbundwerkstoffe so auszubilden, daß damit die Qualität des Verbundwerkstoffes, bspw. die mechanischen Eigenschaften, durch Abstimmung der einzelnen Schichten aufeinander verbessert werden kann.

Diese Aufgabe wird durch die Merkmale im Kennzeichenteil des Anspruches 1 gelöst. Vorteilhaft ist dabei, daß damit eine Zwischenschicht für einen Verbundwerkstoff aus einer Al-Legierung zur Verfügung gestellt werden kann, die kein ausgeprägtes Aushärtungsverhalten zeigt, wobei dieser Werkstoff andererseits aber durch die feindisperse Verteilung von A_3M -Phasen eine hohe Duktilität aufweist, und daß trotz des Abbaus von Verfestigungen aus dem Herstellungsprozeß durch Wärmebehandlungen hohe mechanische Festigkeitswerte beibehalten werden können. Durch dies kann ein Produkt hergestellt werden, das gute thermische, statische und dynamische Festigkeiten aufweisen kann. Diese Zwischenschicht ist insbesondere auch für Gleitlager geeignet, wobei

die Laufschicht derartiger Gleitlager auch aus höherfesten, neuartigen Werkstoffen gebildet sein kann. Vorteilhaft ist dabei auch, daß diese Zwischenschicht, bzw. der dafür verwendete Werkstoff, eine hohe Rekristallisationstemperatur aufweisen kann, sodaß in der Folge Wärmebehandlungen bzw. Verformungsprozesse bei erhöhten Temperaturen stattfinden können, ohne daß damit ein unerwünschter Härteabfall verbunden ist. Vorteilhaft ist weiters, daß durch die Möglichkeit der vielfältigen Kombination von Einzelementen, die im Kennzeichenteil des Anspruches 1 angegeben sind, Werkstoffkennwerte in bestimmten Grenzen frei einstellbar sind und daß damit auch die bei der Herstellung der Zwischenschicht entstehenden Kosten entsprechend gesteuert werden können. Andererseits ist es damit aber auch möglich, bspw. durch das Zulegieren von radioaktiven Elementen bzw. Isotopen wie bspw. U₂₃₅ gleichzeitig eine Möglichkeit geschaffen werden kann, für Testzwecke Tracer zuzulegieren, um das Verhalten des Werkstoffes auf diversen Prüfmaschinen besser nachverfolgen zu können.

In den Ansprüchen 2 bis 7 sind weitere vorteilhafte Ausführungsvarianten der erfindungsgemäßen Zwischenschicht angegeben. Mit Hilfe dieser Elemente, bzw. durch die Vielzahl der Kombinationsmöglichkeiten, ist es möglich, insbesondere bei Verwendung der Zwischenschicht als Bindungsschicht für ein Gleitlager, diese entsprechend den jeweiligen Erfordernissen auf einfache Weise anzupassen, insbesondere auf die Eigenschaften der von dem Gleitlager weiters umfaßten Schichten. Die Effekte, die durch das Zulegieren, der in den Ansprüchen angegebenen Elemente erreichbar sind, können im Detail der Beschreibung entnommen werden.

Von Vorteil bei den Ausführungsvarianten gemäß den Ansprüchen 8 bis 10 ist, daß damit eine Zwischenschicht zur Verfügung gestellt werden kann, deren Härte so groß ist, um diese Zwischenschicht auch mit höherfesten Werkstoffen wie bspw. neuartigen Lagerwerkstoffen zu kombinieren, bzw. den Herstellungsprozeß für diese Zwischenschichten zu verkürzen, da damit Wärmebehandlungen bei erhöhten Temperaturen möglich sind.

Die Aufgabe der Erfindung wird aber auch durch einen Verbundwerkstoff gemäß Anspruch 11 gelöst. Vorteilhaft ist dabei, daß es durch die Anordnung der Zwischenschicht möglich ist, Verbundwerkstoffe aus Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung, bspw. für Gleitlager, so herzustellen, daß deren Standzeit aufgrund der verbesserten mechanischen Eigenschaften, bzw. der Qualität des Verbundwerkstoffes, verlängert werden kann. Es sind damit in der Folge die benötigten Wartungsintervalle verlängerbar, sodaß in der Folge für den Fall der Ausführung des Verbundwerkstoffes als Gleitlager die damit abgestützten Wellen über einen langen Zeitraum betrieben werden können, ohne daß eine Beschädigung der Oberfläche dieser Wellen aufgrund von unbeabsichtigten Reibungsschlüssen zu befürchten ist.

In den Ansprüchen 12 bis 19 sind vorteilhafte Ausführungsvarianten des erfindungsgemäßen Verbundwerkstoffes angegeben, und können die einzelnen Vorteile der Beschreibung entnommen werden.

Die Aufgabe der Erfindung wird aber auch durch ein Verfahren zur Herstellung eines Verbundwerkstoffes gemäß Anspruch 20 gelöst. Es ist damit möglich, den Verbundwerkstoff so auszuführen, daß dieser einerseits eine Oberfläche aufweist, die zur Lagerung von sich schnell drehenden Wellen geeignet ist, und andererseits eine Schicht aufweist, mit deren Hilfe die auf den Verbundwerkstoff übertragenen Kräfte abgetragen werden können.

Durch die Ausführungsvariante des Verfahrens gemäß Anspruch 21 ist es auf vorteilhafte Weise möglich, die Qualität des Verbundes zu verbessern, da die Eigenschaften der Aluminiumbasis mehreren Schichten innewohnend sind.

Vorteilhaft ist weiters ein Verfahren nach Anspruch 22, wonach es nach jedem Massivverformungsschritt möglich ist, unerwünschte aufgebaute Spannungen abzubauen.

Von Vorteil ist weiters ein Verfahren gemäß Anspruch 23, da es damit möglich ist, den Verbundwerkstoff mit einer Vielzahl an möglichen Verfahren herzustellen und in der Folge das jeweilige am besten geeignete Verfahren auf den gewünschten Verbundwerkstoff abgestellt werden kann.

Schließlich ist auch ein Verfahren gemäß Anspruch 24 von Vorteil, mit dessen Hilfe es möglich ist, die Anzahl der einzelnen Verfahrensschritte beim Plattierverfahren und somit die Herstellungskosten bzw. den Zeitaufwand für die Herstellung gezielt zu steuern.

Zum besseren Verständnis wird die Erfindung anhand der Darstellungen in den nachfolgenden Zeichnungen näher erläutert.

Es zeigen:

Fig. 1 die erfindungsgemäße Bindungsschicht als Haftvermittler in einem Gleitlager in stark vereinfachter Darstellung;

Fig. 2 ein Schliffbild der Zwischenschicht mit feindispers verteilten Al_3Sc -Ausscheidungen;

Fig. 3 ein Schaubild für das Lagerstandsverhalten von Gleitlagern mit auf eine Stahlilage aufplattierten Lauf- und Zwischenschichten aus unterschiedlichen Al-Legierungen bei sich über die Laufzeit ändernder Lagerbelastung.

Einführend sei festgehalten, daß in den unterschiedlich beschriebenen Ausführungsformen gleiche Teile mit gleichen Bezugszeichen bzw. gleichen Bauteilbezeichnungen versehen werden, wobei die in der gesamten Beschreibung enthaltenen Offenbarungen sinngemäß auf gleiche Teile mit gleichen Bezugszeichen bzw. gleichen Bauteilbezeichnungen übertragen werden können. Auch sind die in der Beschreibung gewählten Lageangaben, wie z.B. oben, unten, seitlich usw. auf die unmittelbar beschriebene sowie dargestellte Figur bezogen und sind bei einer Lageänderung sinngemäß auf die neue Lage zu übertragen. Weiters können auch Einzelmerkmale oder Merkmalskombinationen aus den gezeigten und beschriebenen unterschiedlichen Ausführungsbeispielen für sich eigenständige, erforderliche oder erfindungsgemäße Lösungen darstellen.

Fig. 1 zeigt einen erfindungsgemäßen Verbundwerkstoff 1, bspw. in Form eines Gleitlagers 2. Obwohl im folgenden ausschließlich auf die Ausführungsvariante Gleitlager 2 für die Verwendung dieses Verbundwerkstoffes 1 eingegangen wird, ist diese Verwendung des Verbundwerkstoffes 1 nicht beschränkend, sondern ist vielmehr eine Vielzahl unterschiedlichster Ausführungsvarianten und Verwendungszwecke des Verbundwerkstoffes 1 denkbar, beispielsweise unter Verzicht auf eine Stahlstützschale oder Ersatz der Stahlstützschale durch andere Werkstoffe, z.B. für die Herstellung sog. Anlaufscheiben oder Anlaufringe sowie für bekannte Ausführungen radial und/oder axial belasteter Gleitlager 2.

Der Verbundwerkstoff 1, insbesondere das Gleitlager 2, umfaßt überlicherweise eine erste Randschicht 3, im folgenden als Laufschicht 4 bezeichnet, eine Zwischenschicht 5 und eine zweite Randschicht 6, im folgenden als Stützschale 7 bezeichnet. Dieser gewählte Aufbau ist wiederum nicht bindend und können insbesondere mehrere Schichten gleicher und/oder unterschiedlicher Zusammensetzung zwischen der Laufschicht 4 und der Stützschale 7 angeordnet sein, wobei sich die Anordnung nach dem jeweiligen Verwendungszweck richten kann.

Die Härte der einzelnen Schichten des Verbundwerkstoffes 1 ist vorzugsweise unterschiedlich und nimmt insbesondere von der ersten Randschicht 3 in Richtung auf die dieser gegenüber angeordneten zweiten Randschicht 6 zu. Selbstverständlich ist jedoch auch die dazu konträre Anordnung von Schichten unterschiedlicher Härte möglich, bzw. können zwei oder mehrere Schichten eine gleiche mittlere Härte aufweisen. Im Falle der Ausbildung des Verbundwerkstoffes 1 als Gleitlager 2 erweist es sich jedoch als vorteilhaft, wenn die Laufschicht 4 die geringste Härte aufweist und die Stützschale 7 am härtesten ausgebildet ist.

Wie aus Fig. 1 zu ersehen ist, ist das Lagerelement als Halbschale ausgebildet. Selbstverständlich können aber auch Varianten mit Vollschalen aus dem erfindungsgemäßen Verbundwerkstoff 1 gebildet werden, wie dies in Fig. 1 mit strichlierten Linien dargestellt ist.

Lagerelement wie z.B. Gleitlager 2 dienen üblicherweise zur Abstützung von rotationsbeweglichen Teilen, z.B. Wellen für Maschinen, Motoren, etc. Da diese Wellen normalerweise mit hohen Umdrehungszahlen betrieben werden - mit Ausnahme der Anlauf- und der Abstellphase - ist es erforderlich, das Festreiben von Lager und Welle zu verhindern. Dazu ist es beispielsweise möglich, neben der Ausbildung der Laufschicht 4 als Aluminiumlegierung mit hohem Zinnanteil, in der Laufschicht 4 eine Nut 8 vorzusehen, die der Aufnahme und Zuführung eines geeigneten Schmierstoffes, beispielsweise Öl, dienen kann. Diese Nut 8 kann entweder als flächige Kerbe mit in Richtung einer Stirnfläche 9 sich vergrößernden Seitenwänden 10 ausgeführt sein und/oder aber auch als umlaufende Nut angebracht werden, wie dies in Fig. 1 mit Hilfe der stichpunktartigen Linien dargestellt ist. Selbstverständlich bestehen auch andere Möglichkeiten zur Zuführung von Schmierstoffen wie z.B. durchgehende Bohrungen etc.

Die Nut 8 kann auch dazu dienen, Partikel, welche z.B. aus dem Abrieb der Laufschicht 4 stammen, aufzunehmen und ggf. mit dem Schmiermittel auszutragen. Möglich ist auch, daß zumindest eine der einer Oberfläche 11 gegenüberliegenden Kanten der Laufschicht 4 gebrochen ist, wodurch z.B. ein seitlicher Austrag von unerwünschten Feststoffpartikeln möglich ist.

Die einzelnen Schichten des Verbundwerkstoffes 1, insbesondere des Gleitlagers 2, sind bewegungsfest durch z.B. Aufplattierung, Auswalzung, Verschweißung, Verklebung, Klammerung, etc. verbunden, um eine gesicherte Lastabtragung zu gewährleisten. Bei der Auswahl der Verbindungsmethode sind natürlich die hohen Belastungen, u.a. auch erhöhte Temperaturen, zu beachten.

Die Stützschale 7 kann üblicherweise aus einem metallischen Werkstoff wie bspw. Stahl oder dgl. gebildet werden, und soll einen Teil der auf die Laufschicht 4 von einer Welle übertragenen Kräfte aufnehmen.

Obwohl im folgenden nur ein dreischichtiger Aufbau des Gleitlagers 2 beschrieben wird, ist es selbstverständlich möglich, dieses Gleitlager 2 beispielsweise zweischichtig auszuführen. Diese Möglichkeit besteht insbesondere dann, wenn die Zwischenschicht 5 durch geeignete Wahl der Legierungselemente in ihrer Härte so ausgeführt wird, daß sie die auftretenden Kräfte übernehmen bzw. abtragen kann, oder wenn die Zwischenschicht 5 in ihren Eigenschaften so gewählt wird, daß sie die Aufgaben der Laufschicht mit übernehmen kann.

Die Zwischenschicht 5, welche insbesondere als Bindungsschicht zwischen den einzelnen daran angrenzenden Schichten, bspw. der Laufschicht 4 und der Stützschale 7, fungieren kann, besteht vorzugsweise aus einer Legierung auf Aluminiumbasis, wobei die Legierung einen Gehalt an Scandiumbeimengungen (Sc) von max. 10 Gew.-%, vorzugsweise 4 Gew.-% insbesondere zwischen 0,015 Gew.-% und 3,25 Gew.-%, aufweisen kann, und den Rest Aluminium (Al) mit den erschmelzungsbedingten Verunreinigung bildet. Sämtliche Angaben zur Zusammensetzung von Legierungen sind so zu verstehen, daß sich die jeweiligen Gewichtsanteile auf 100 Gew.-% Gesamtlegierung beziehen.

Als besonders vorteilhaft erweist es sich auch, wenn der Scandiumgehalt der Aluminiumlegierung zwischen 0,015 Gew.-% und 2,5 Gew.-% bzw. zwischen 0,015 Gew.-% und 1,0 Gew.-% beträgt.

Neben Sc können weitere Elemente zur gezielten Einstellung bzw. Verbesserung der Eigenschaften der Zwischenschicht 5 der Aluminiumlegierung zulegiert werden. So ist es bspw. möglich, Sc durch zumindest ein Element aus der Gruppe Yttrium (Y), Hafnium (Hf), Niob (Nb), Tantal (Ta) und Lanthan (La) zumindest teilweise zu ersetzen, bzw. kann Sc zumindest teilweise durch zumindest ein Element aus der Gruppe der Lanthanoide, also beispielsweise durch Cer (Ce), Praseodym (Pr), Neodym (Nd), Promethium (Pm), Samarium (Sm), Europium (Eu), Gadolinium (Gd), Terbium (Tb), Dysprosium (Dy), Holmium (Ho), Erbium (Er), Thulium (Tm), Ytterbium (Yb) bzw. Lutetium (Lu) ersetzt werden. Andererseits ist es aber auch möglich, daß das Sc zumindest teilweise durch zumindest ein Element aus der Gruppe der Actinoide, wie bspw. durch Thorium (Th), Protactinium (Pa), Uran (U) oder dgl., ersetzt werden kann.

Zusätzlich kann die Aluminiumlegierung noch weitere Elemente zur Strukturveränderung bzw. zur Veränderung der Eigenschaften enthalten. So ist es beispielsweise möglich, zumindest ein Element aus der Gruppe Lithium (Li), Zink (Zn), Silicium (Si) oder Magnesium (Mg) in einem Ausmaß von in Summe max. 12 Gew.-%, vorzugsweise max. 6,5 Gew.-%, insbesondere max. 4,2 Gew.-%, zuzulegieren. Weiters kann die Aluminiumlegierung der Zwischenschicht 5 zusätzlich zumindest ein Element der Gruppe Mangan (Mn), Kupfer (Cu), Beryllium (Be), Kalzium (Ca), Zirkon (Zr), Molybdän (Mo), Wolfram (W) oder Silber (Ag) in einem Ausmaß von in Summe max. 10 Gew.-%, vorzugsweise max. 5 Gew.-%, insbesondere max. 1,5 Gew.-%, enthalten. Es ist weiters möglich, der Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Titan (Ti), Vandium (V), Chrom (Cr), Eisen (Fe), Kobalt (Co) oder Nickel (Ni) in einem Ausmaß von in Summe max. 10 Gew.-%, vorzugsweise max. 4 Gew.-%, insbesondere 1,5 Gew.-%, zuzusetzen. Weiters ist es möglich, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Palladium (Pd), Gold (Au), Platin (Pt), Indium (In), Germanium (Ge), Zinn (Sn), Blei (Pb), Antimon (Sb), Wismut (Bi), Tellur (Te) in einem Ausmaß von in Summe max. 10 Gew.-%, vorzugsweise max. 6,5 Gew.-%, enthalten kann.

Mit Hilfe der genannten zusätzlichen Legierungselemente ist es möglich, die Eigenschaften der Aluminiumlegierung auf den jeweiligen Verwendungszweck speziell anzupassen.

Das Zulegieren von Sc zu Al-Legierungen ist schon seit längerem bekannt. So sind z.B. aus dem Stand der Technik Strukturwerkstoffe auf Aluminiumbasis bekannt, vor allem für die Raumfahrt und die Flugzeugindustrie, die Scandiumbeimengungen enthalten. Diese Legierungen weisen

nicht nur ein geringes Gewicht auf, sondern zeigen zudem die Eigenschaft der Superplastizität, welche vor allem auf ein stark entartetes Rekristallisationsverhalten zurückgeführt wird.

Beispielsweise sind aus der US 5,226,983 A, der EP 0 158 769 B1 und der US 4,816,087 A Aluminium-Lithium-Legierungen bekannt, die einen mehr oder weniger hohen Anteil an Scandiumbeimengungen aufweisen. Die Möglichkeit der Verwendung dieser Legierungen als Strukturwerkstoff wird vor allem auf Ausscheidungen von Trialuminiden, z.B. Al_3Li , Al_3Zr oder aber Al_3Sc zurückgeführt. Derartige Al_3Sc -Ausscheidungen werden auch in den beiden US-Patenten US 4,874,440 A und US 5,055,257 A beschrieben. Darin wird außerdem die Möglichkeit diskutiert, das Scandium teilweise bzw. vollständig durch ein Element aus der Gruppe der Lanthaniden zu ersetzen, wobei es für die gewünschten Eigenschaften der Strukturwerkstoffe jedenfalls von besonderer Bedeutung ist, daß erwähnte Trialuminide in der Aluminiummatrix enthalten sind.

AI-Legierungen, die neben Sc auch Zr und eine Anzahl weiterer Elemente enthalten, sind aus der US 5,620,652 A bekannt. In dieser US-A wird eine Vielzahl von Verwendungsmöglichkeiten beschrieben, beispielsweise für Flugzeuggeräte, Strukturwerkstoffe für die Flugzeugindustrie, die Autoindustrie, oder aber Anwendungen im marinen Sektor. Als vorteilhaft wird es dabei angesehen, daß durch die Verwendung dieser Legierungen in den besagten Anwendungsgebieten die zu bewegende Masse, also das Gewicht, bei Beibehaltung der mechanischen Festigkeit eine nicht unbeträchtliche Menge an Treibstoff eingespart werden kann.

Wie aus den voranstehenden Absätzen hervorgeht, lag bislang die Bedeutung dieser Legierungen vor allem auf dem Gebiet der Strukturwerkstoffe. Die Möglichkeit des Einsatzes derartiger Al-Sc-Legierungen für Verbundwerkstoffe 1, insbesondere Gleitlager 2, wurde bis jetzt jedoch nicht erkannt.

Durch die gezielte Suche nach neuen Möglichkeiten zur Verbesserung der Qualität von Verbundwerkstoffen 1, konnte vom Anmelder nunmehr überraschender Weise festgestellt werden, daß sich Al-Sc-Legierungen im besonderen Maße für Verbundwerkstoffe 1, insbesondere Gleitlager 2, eignen. Für Gleitlager 2 mit einem Aufbau Laufschicht 4/Zwischenschicht 5/Stützschale 7, ist es wichtig, daß die Zwischenschicht als Haftvermittler zwischen der Laufschicht 4 und der Stützschale 7 fungieren kann. Dazu sollte die Zwischenschicht 5 möglichst zumindest einen Teil der mechanischen und/oder chemischen Eigenschaften der beiden anderen genannten Schichten in sich vereinigen, sodaß ein mehr oder weniger kontinuierlicher Übergang der Eigenschaften zwischen den einzelnen Schichten stattfindet.

Als vorteilhaft hat es sich erwiesen, daß durch das Zulegieren von Sc zu Al-Legierungen Al_3Sc Ausscheidungen auftreten. Diese intermetallische Trialuminidphase kristallisiert mit einer kubisch primitiven Struktur (Raumgruppe Pm3m) und ist isotyp zum Cu_3Au -Strukturtyp. Die Sc-Atome sind dabei an den Ecken der Einheitszelle situiert. Die Al-Atome nehmen die flächenzentrierten Plätze, also bspw. $1/2 / 1/2 / 0$, $1/2 / 0 / 1/2$, etc. ein. Im metallischen Aluminium hingegen nehmen die Aluminiumatome wie bekannt die Positionen in einem kubisch flächenzentrierten Gitter ein. Aufgrund der geringen Differenz der Metallradien von Sc (162 pm, Koordinationszahl 12) und Al (143 pm, Koordinationszahl 12) (ev. kovalente Bindungsanteile werden vernachlässigt) kann man auch für die Trialuminide des Cu_3Au -Typs zumindest annähernd eine hypothetische kubisch flächenzentrierte Struktur annehmen. Da zusätzlich die Gitterparameter von Aluminium ($a = 0,4049 \text{ nm}$) und Al_3Sc ($a = 0,4105 \text{ nm}$) vergleichbar sind, kommt es zur Ausbildung sogenannter kohärenter Phasen, d.h. daß die Gitternetzlinien der Aluminiummatrix zwar gestört aber nicht durchbrochen werden. Dadurch erhalten diese Legierungen eine gute Verformbarkeit, begründet durch die immer vorhandenen Versetzungen, sowie die bei kubisch flächenzentrierten Kristallen vorhandenen Gleitrichtungen entlang der Oktaederflächen {111}. Jede dieser Gleitebenen wiederum enthält drei gleichwertige Gleitrichtungen <110>, sodaß das Abgleiten also auf 12 verschiedenen Gleitsystemen möglich ist.

Neben der guten Duktilität dieses Al-Sc-Werkstoffes ist es aber auch vorteilhaft, daß derartige Al-Legierungen kein ausgeprägtes Aushärtungsverhalten zeigen. Dadurch kann eine optimale Haftfestigkeit zwischen den einzelnen Schichten des Verbundwerkstoffes 1 erzielt werden. Die Härte der Zwischenschicht 5 kann aber zusätzlich durch weitere Legierungselemente, wie im folgenden noch näher beschrieben wird, verändert werden. Insbesondere kann die Härte dieser Zwischenschicht 5 so eingestellt werden, daß deren Wert zwischen der Härte der Laufschicht 4 und der Stützschale 7 liegt.

Ein weiterer Vorteil dieser Al-Sc-Legierungen ist, daß hohe mechanische Festigkeitskennwerte beibehalten werden, trotz des Abbaus von Verfestigungen aus dem Herstellungsprozeß durch Wärmebehandlungen. Dadurch können entsprechende thermische, statische und dynamische Festigkeiten im Produkt erreicht werden. Für diese Eigenschaften sind zum Teil die bereits ange-
5 sprochenen intermetallischen Trialuminide, also bspw. Al_3Sc , verantwortlich.

Fig. 2 zeigt eine der möglichen Al-Sc-Legierungen mit der Zusammensetzung Al Mn 0,5 Sc 0,15. Aus diesem Schliffbild der Zwischenschicht 5 geht deutlich hervor, daß Al_3Sc -Kristallite 12 feindispers als stabile, spherische Ausscheidungen in der Aluminiummatrix vorliegen. Daneben sind noch, in ihren Dimensionen deutlich unterschiedliche, binäre Al-Mn-Ausscheidungen 13 zu sehen.
10 Diese feindisperse Gefügestruktur wird durch die Kohärenz der Al_3Sc -Kristallite 12 zur Aluminiummatrix möglich. Verbunden damit kann die Beweglichkeit senkrecht auf die Gleitebenen und das Rekristallisierungsverhalten durch erhöhte Rekristallisationstemperatur gesenkt werden. Außerdem wird ein Koalisieren der Subkörner weitestgehend verhindert. Im Vergleich zu üblichen Kornverfeinerern, wie bspw. Ti, Zr, Mn, etc., können die Al-Sc-Dispersoide wegen ihrer besseren Löslichkeit eine größere Volumenfraktion einnehmen.
15

Durch diese feine Verteilung der Al_3Sc -Kristallite 12 ist es zudem möglich, daß beispielsweise auftretende Microrisse innerhalb der Al-Sc-Legierung sich an diesen Al_3Sc -Kristalliten 12 "totlaufen", und sind damit verbesserte mechanische Eigenschaften zu erreichen. Durch die heterogene Keimbildung, begründet durch die hohe Temperatur des Al-Al₃Sc-Eutektikums, kann bspw. die Heißrißanfälligkeit gesenkt werden, und kann zudem die Schweißbarkeit derartiger Legierungen verbessert werden, sodaß ein besserer Verbund der einzelnen Schichten des Verbundwerkstoffes 1 möglich ist. Die größere Volumenfraktion des Sc ist wichtig um die Rekristallisation zu verhindern und schützt vor der Vernichtung der Subkörner. Die hohe Kohärenz kann zudem die Bewegung der Korngrenzen verhindern, sodaß ein feineres Korngefüge möglich ist.

25 Durch die Beimengung von Sc lassen sich Rekristallisationstemperaturen bis 600 °C verwirklichen. Im Vergleich dazu weisen Aluminiumlegierungen mit Mangan (325 °C), Chrom (325 °C) oder Zirkon (400 °C) bedeutend niedere Rekristallisationstemperaturen auf. Der Vorteil, der damit erreicht werden kann, ist die bessere Verarbeitbarkeit derartiger Legierungen, d.h. daß die Verarbeitung bei höheren Temperaturen stattfinden kann, ohne daß mit einer nennenswerten Verringerung der mechanischen Festigkeiten aufgrund der Rekristallisation zu rechnen ist. Ursache für die Rekristallisation ist, daß beispielsweise ein kalt verformtes Metall, also beispielsweise ein durch Walzen verformtes Metall, unter einem Zwangszustand steht und versucht bei Wärmebeaufschlagung des Metalls, beispielsweise wenn also Gleitlager in Motoren eingesetzt werden mit sich schnell drehenden Wellen, die Verformungsspannungen abzubauen und Gitterstörungen auszuheilen. Damit verbunden wäre ein bedeutender Abfall der mechanischen Eigenschaften, beispielsweise der Härte dieser Legierungen, und würde somit die Standzeit von beispielsweise Gleitlagern 2 bedeutend verkürzt, d.h. daß die Wartungsintervalle und somit auch die Wartungskosten um einen nicht unbedeutenden Faktor vergrößert werden.
30
35

40 Durch die thermische Stabilität der Al_3Sc -Kristallite 12 kann auch die Überalterung derartiger Legierungen verbessert werden.

Die Korngroße der Al_3Sc -Kristallite 12 kann bei der erfundungsgemäßen Zwischenschicht 5 im Bereich zwischen 0,005 µm und 5 µm, vorzugsweise zwischen 0,1 µm und 1 µm, liegen.

Die Dichte der Zwischenschicht 5, insbesondere der Al-Sc-Legierung, kann im Bereich zwischen 1,5 g/cm³ und 7 g/cm³ liegen und kann beispielsweise annähernd 3 g/cm³ betragen.

45 Wie bereits erwähnt, kann Sc zumindest teilweise durch eine Reihe anderer Metalle ersetzt werden. Dadurch ist es nicht nur möglich, die Kosten für die Herstellung der Zwischenschicht 5 zu steuern, sondern sind dadurch auch gezielt die Eigenschaften dieser Zwischenschicht 5 einstellbar.

50 Als Substitutionselemente für Sc kommen beispielsweise Elemente in Frage, die intermetallische Verbindungen mit Aluminium bilden können, ähnlich zu Al_3Sc . Dadurch wird es wiederum möglich, diese intermetallischen Verbindungen aus der sogenannten "solid solution" in Aluminium auszuscheiden, und haben diese Ausscheidungen einen positiven Einfluß auf die Festigkeit der Al-Matrix.

Sc als III A-Element besitzt chemische Ähnlichkeiten zu Y, den Lanthanoiden und bestimmten Übergangselementen (Seltene Erden). So bilden beispielsweise Y, Dy, Ho, Er, Yb, Lu ähnlich zu Scandium Al_3M -Kristallite und sind diese Phasen z.T. isotyp zu besagtem Cu₃Au-Typ. Zudem sind,

wie in der US 4,874,440 A festgehalten ist, die Gitterparameter der kubisch primitiven Einheitszelle für diese Ausscheidungen annähernd von einer Größe, die jenen von Al_3Sc entspricht. Somit sind aber auch die Differenzen zum kubisch flächenzentrierten Gitter der Al-Matrix nicht signifikant ausgeprägt und können dadurch wiederum kohärente, in der Aluminiummatrix eingebettete Phasen entstehen. Selbstverständlich ist es möglich, daß das Sc durch die genannten Elemente nicht vollständig ersetzt wird, sondern daß sich vielmehr Mischkristalle des Typs $\text{Al}_3\text{M}_{1-x}\text{M}'_x$ ausbilden.

Vergleicht man weiters die Elektronegativitätsdifferenz zwischen Aluminium und den vorab nicht genannten Lanthanoidelementen bzw. deren Metallradien, so ist es denkbar und möglich, daß Sc durch diese Elemente zumindest teilweise zu ersetzen bzw. ist es möglich, daß sämtliche Metalle untereinander Mischkristallreihen bilden bspw. ternäre, quaternäre aber auch höhere.

Entsprechende Angaben dazu finden sich beispielsweise in dem Artikel "Explanatory Alloy Development in the System Al-Sc-X" (Ralph R. Sawtell and J. W. Morris, Jr.; Dispersion Strengthened Aluminum Alloys; Edited by Y.-W. Kim and W.M. Griffith; The Minerals, Metals & Materials Society, 1988, Seiten 409 bis 420)

Ebenso können sich auch Elemente aus der Gruppe der Actinoide verhalten.

Übergangselemente wie Hf, Nb, Ta, La sind zwar einerseits signifikant größer als Sc, können aber andererseits ein ähnliches Verhalten wie Sc in Aluminiumlegierungen zeigen, welches auf elastische Effekte zurückgeführt werden kann.

Typischerweise kristallisieren Übergangselemente in anderen Strukturtypen als dem genannten Cu_3Au -Typ, beispielsweise im kubischen Mg_2Cu -Typ, einer Lavesphase, oder dem orthorhomatischen AlDy -Typ. Denkbar sind jedoch auch hierbei wiederum Mischkristallbildungen, wobei durch die Zugabe von Übergangselementen die Eigenschaften verändert werden können und beispielsweise die Festigkeit dadurch erhöht werden kann. Dabei können die Übergangselemente beinahe zur Gänze in den A_3M -Phasen aufgenommen werden, und kann z.B. die Festigkeit von Al-Sc-Legierungen gesteigert werden.

Selbstverständlich ist es möglich, daß auch die Elemente der Lanthanoide in anderen Strukturtypen kristallisieren wie in beispielsweise dem angesprochenen Al_3Dy -Typ, jedoch erscheint es für die Ausbildung kohärenter Phasen von entscheidender Bedeutung zu sein, daß die Gitterkonstante dieser A_3M -Phasen zumindest annähernd den Wert der Gitterkonstante des kubisch flächenzentrierten Aluminiums aufweist.

Neben den genannten Elementen können aber auch die Elemente Li und Zr Phasen des Typs A_3M bilden, bzw. können diese auch ternäre Mischkristalle des Typs Al_3 (Li, Zr) in der Aluminiummatrix ausbilden. Lithium kann dabei dazu verwendet werden, daß ein signifikanter Anstieg der Dichte der Aluminiumlegierung vermieden wird. Zusätzlich ist es möglich, durch bewußte Lithium-Zugabe das E-Modul der Al-Sc-Legierung zu verändern, insbesondere zu erhöhen.

Wie in dem Artikel "Influence of the particle size on recrystallization and grain growth in Al-Mg-X-alloys" (J.S. Vetrano, S.M. Bruemmer, L.M. Pawłowski, I.M. Robertson; Materials Science and Engineering A 238; 1997; 101 ff) festgehalten ist, kann Zirkon Scandium in einem Ausmaß von bis zu 50 Atom-% ersetzen. Dadurch können thermisch stabilere Ausscheidungen erreicht werden, wobei die Größe dieser Kristallite weitestgehend unabhängig von der Homogenisierungstemperatur nach z.B. einem Guß ist und im Bereich zwischen 50 nm bis 150 nm liegen kann. Derartige $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Sc})$ Ausscheidungen können die Rekristallisation fast bis zum Schmelzpunkt der Aluminiumlegierung verhindern, sodaß die Hochtemperaturbelastbarkeit derartiger Legierungen und damit in Folge auch des Verbundwerkstoffes 1 verbessert werden kann.

Durch die Zugabe von Zn ist es aber auch möglich, die Form von primär entstandenen Aluminiden, bspw. Mn-, Fe-, Cr-Aluminide, etc. zu verändern, z.B. von der Nadelform in sphärische Formen. Dadurch ist es möglich, derartige Legierungen auch bei höheren Temperaturen zu beladen, da Aluminide mit runden Formen weniger Rekristallisationskeime bilden als nadelige, und somit kann durch das Zusammenwirken von Sc und Zr das Rekristallisationsverhalten derartiger Legierungen optimiert werden.

Neben den genannten Metallen können aber auch eine Reihe weiterer Elemente zugesetzt werden, wobei im folgenden abrißartig versucht werden soll, deren Einfluß auf die jeweiligen Legierungen darzustellen.

Cu, Mg, Si und Zn werden von Aluminium in fester Lösung aufgenommen, wobei aluminiumreiche Mischkristalle entstehen können. Cu, bzw. Cu und Mg, bilden z.B. mit Al sogenannte

aushärtbare Kentlegierungen, welche gut verformbar und abwalzbar sind. Cu wirkt zudem matrix-verstärkend durch Mischkristallhärtung. Einzelheiten dazu können beispielsweise dem Tagungsbericht "The effect of Scandium on the age-hardening behavior of an Al-Cu alloy" (The fourth international conference on aluminum alloys; M. Nakayama, Y. Miura, 1994, S. 538 ff) entnommen werden. Al₂Cu und Al₃Sc Kristallite scheiden sich unabhängig voneinander aus, sodaß es zu keiner heterogenen Keimbildung kommt. Die Ausscheidung dieser Kristallite beginnt aber nahezu gleichzeitig.

Es soll bereits an dieser Stelle festgehalten werden, daß die Ausscheidung der A₃M-Phasen, insbesondere von Al₃Sc, üblicherweise vor der Ausscheidung andersartiger Aluminide beginnt und somit diese Ausscheidungen beispielsweise einen Kristallkeim für letztgenannte Aluminide bilden können. Durch dieses frühzeitige Ausscheiden ist es aber auch möglich, Al₃Sc-Kristallite 12 bzw. entsprechende Ausscheidungen feindispers in der Aluminiummatrix zu verteilen, insbesondere dann, wenn nach der ersten Keimbildung die A₃M-Phasen nicht weiter wachsen sondern eine Vielzahl einzelner Kristallkeime bilden.

Al₃Sc-Kristallite 12 können bis zu einer Größe von 10 nm wachsen und bleiben in der Folge fein und annähernd gleichmäßig verteilt. Dadurch kann wie bereits erwähnt die Überalterung dieser Legierungen weitgehend vermieden (siehe z.B. "The ageing behavior and tensile properties of Al-Sc alloy"; The third International Conference on Aluminium Alloys; T. Tan, Z. Zheng, B. Wang, 1992, Seite 290 ff) und die thermische Stabilität erhöht werden. Al₃Sc-Kristallite 12 wachsen üblicherweise nur bis 100 nm, wenn sie beim Lösungsglühen nicht aufgelöst werden.

Ein Mg-Zusatz alleine zu derartigen Legierungen führt normalerweise nicht zur Aushärtbarkeit.

Si und Mg können eine intermetallische Verbindung Mg₂Si bilden, die ebenfalls temperatur-abhängig in der Aluminiummatrix löslich ist und zu aushärtbaren Legierungen führen kann. Durch Al-Si-Mischkristalle kann die Festigkeit erhöht werden. Bei der Zugabe von Mg sollte jedoch darauf geachtet werden, daß der jeweilige Gewichtsanteil nicht zu groß ist und sich Al₃Mg₂ Phasen an den diversen Korngrenzen ausscheiden, wodurch interkristalline Korrosion hervorgerufen werden kann.

Cr kann durch die Ausscheidung von z.B. AL₇Cr zur Kornverfeinerung wie auch Zr beitragen. Cr ist in Al kaum löslich und durch die Al₇Cr Ausscheidung wird die Kriechbeständigkeit erhöht. Dadurch kann die Härte und die Festigkeit derartiger Aluminiumlegierungen bei höherer Temperatur verbessert werden. Außerdem kann durch Al₇Cr Eisen gebunden werden, sodaß eine Ausscheidung von Al₃Fe-Nadeln verhindert wird. Durch eine derartige Nadelbildung werden die mechanischen Eigenschaften von Al-Legierungen beeinflußt und kommt es unter Umständen zur Versprödung.

Fe kann jedoch in Verbindung mit Mn Aluminide bilden, die zur Verbesserung der Festigkeit bei höheren Temperaturen beitragen.

Co ist in Al ebenfalls unlöslich, kann aber durch die Ausscheidung von Al₉Co₂ die Kriechbeständigkeit erhöhen und zudem Fe binden.

Cu kann in starkem Maße die Zugfestigkeit des Aluminiums erhöhen. Höher kupferhaltige Legierungen können bspw. durch Abschrecken von annähernd 555 °C aushärtbar sein.

Ni ist ebenso wie Co und Fe in Al unlöslich, kann aber durch Al₃Ni-Ausscheidungen die Kriechbeständigkeit und die Festigkeit bei höheren Temperaturen wie beispielsweise Co erhöhen.

Die Elemente Cr, Hf, Ti, V und Mn können ebenso wie Zr zur Kornverfeinerung, insbesondere zur Kontrolle der Kornstruktur, Al-Legierungen zugesetzt werden.

Mn-Zusätze wirken verfestigend und verbessern die Korrosionsbeständigkeit, bzw. kann damit auch die Rekristallisationstemperatur erhöht werden. Außerdem kann wie bereits erwähnt speziell bei kleinen Fe-Gehalten die Ausbildung von langspießigen, spröden Al₃Fe-Nadeln verhindert werden, indem das Eisen von den günstiger geformten Al₆Mn-Kristallen aufgenommen wird.

Mit den Elementen Sn, Sb, Pb und Bi, den sogenannten Weichphasenbildnern, können die Eigenschaften der Zwischenschicht 5 jenen der Laufschicht 4 so angepaßt werden, daß ein guter Verbund zwischen den einzelnen Schichten des Verbundwerkstoffes 1 erreicht werden kann, und daß insbesondere die Härte von der Laufschicht 4 in Richtung auf die Stützschale 7 zunimmt.

Mit Hilfe der Elemente Ag, Au, Pd und Pt kann die Aushärtbarkeit von Al-Legierungen verändert werden, bspw. können aushärtbare Al-Ag-Legierungen durch die Ausscheidung der Gleichgewichtsphase AlAg₂ hergestellt werden.

Die Elemente W, Ta, Re, Mo, Nb und Ca können weiters die plastischen Eigenschaften,

insbesondere die Verformbarkeit, derartiger Al-Legierungen positiv beeinflussen.

Be kann, insbesondere in Mehrelementlegierungen, die Feinkörnigkeit der Ausscheidungen aus übersättigten festen Lösungsphasen verbessern.

Durch die Elemente In, Ge und Te können die Eigenschaften der Aluminiumlegierung für die Zwischenschicht 5 weiters dahingehend verändert werden, daß diese sowohl teilweise die Eigenschaften der Laufschicht 4 als auch der Stützschale 7 umfassen.

Wie bereits erwähnt, kann der Verbundwerkstoff 1 die Laufschicht 4 umfassen. Als Werkstoffe für die Laufschicht 4 können sämtliche Materialien bzw. Legierungen verwendet werden, die zur Ausbildung der Laufschicht 4 für das Gleitlager 2 geeignet sind. Derartige Lagerwerkstoffe sollen z.B. gute Gleiteigenschaften, eine gute Duktilität, eine Einbettfähigkeit für Fremdpartikel usw. aufweisen. Zudem sollten sie noch entsprechende Festigkeitseigenschaften besitzen.

Geeignete Werkstoffe für derartige Laufschichten 4 sind z.B. Aluminiumlegierungen mit einem entsprechenden Anteil an Weichphasenbildnern, z.B. Pb, Sn, Sb, Bi, etc. So ist es beispielsweise möglich, daß die Laufschicht 4 neben Aluminium auch Zinn als Hauplegierungselement enthält, wobei der Zinnanteil im Bereich zwischen 5 Gew.-% und 45 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 14 Gew.-% und 40 Gew.-%, insbesondere zwischen 16 Gew.-% und 32 Gew.-%, liegen kann.

Neben Sn können aber auch eine Reihe weiterer Legierungselemente enthalten sein, wobei deren Gewichtsanteil in Summe höchstens 11 Gew.-% bezogen auf die Gesamtlegierung betragen kann. Bspw. kann zumindest ein Legierungselement aus einer Mn, Fe, Cr, Zr, Co und Zn enthaltenden Gruppe und zumindest ein Legierungselement aus einer Pb, Bi, Sb und In enthaltenden Gruppe zulegiert sein.

Die Laufschicht 4 kann aber auch aus einer Aluminiumlegierung mit zumindest 16 Gew.-% Zinn und aus in Summe höchstens 11 Gew.-% anderen Elementen, wie Mg, Zn, Pb, Bi, Li, Sb, In, Fe, Cr, Mn, Cu oder dgl., gebildet sein.

Die letztgenannten Elemente können einzeln, d.h. sie müssen nicht zwingend in Kombination, in der Legierung vorhanden sein, allerdings mit der Beschränkung, daß jedenfalls ein Element aus der Gruppe Mg und Zn und ein Element aus der Gruppe Pb und Bi zulegiert sein muß.

Der Mengenanteil von Cu kann zwischen 0,65 Gew.-% und 1,80 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 1,35 Gew.-% bis 1,45 Gew.-%, insbesondere 1,44 Gew.-%, der von Mn zwischen 0,25 Gew.-% und 0,75 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 0,35 Gew.-% und 0,50 Gew.-%, insbesondere 0,47 Gew.-%, der von Fe zwischen 0,15 Gew.-% und 0,55 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 0,18 Gew.-% und 0,28 Gew.-%, insbesondere 0,24 Gew.-% und der von Cr zwischen 0,05 Gew.-% und 0,18 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 0,07 Gew.-% und 0,15 Gew.-%, insbesondere 0,08 Gew.-% liegen. Den Rest auf 100 Gew.-% bildet Al mit den ihm eigenen, aus dem Abbaugebiet des Rohstoffs und dem Herstellungsprozeß stammenden, Verunreinigungen.

Für die weitere Ausführung der Erfindung wird eine Legierung mit folgender Zusammensetzung verwendet, wobei die Zahlenangaben als Gewichtsprozent zu verstehen sind:

	Sn	22,1	Fe	0,24
40	Cu	1,44	Cr	0,08
	Mn	0,47	Pb	0,20
	Bi	0,12	Zn	1,20
	Mg	0,50	Al + Verunreinigungen	Rest auf 100

45 Diese Zusammensetzung stellt natürlich nur ein Beispiel von vielen Variationsmöglichkeiten dar, deren Aufzählung hier unmöglich ist. Dies bedeutet aber nicht, daß die Erfindung auf dieses Beispiel limitiert ist.

Charakteristisch für Legierungen dieser Art mit den angegebenen Grenzen an zuzulegierenden Elementen ist, daß es dabei nach dem Aufschmelzen der Bestandteile und dem anschließenden Abkühlen zur Ausscheidung von sog. Hartteilchen kommt, die durch Verbindungsbildung, beispielsweise Aluminidbildung, in dem Mehrkomponentensystem entstehen. Diese Hartteilchen übernehmen dabei zum einen die Funktion der Härte der Legierung, zum anderen können sie bewirken, daß sich bei dem großen Anteil an Zinn kein zusammenhängendes Zinnetz bildet, welches die Matrixstruktur und damit die Strukturfestigkeit empfindlich stören würde. Die Verfestigung der Aluminiummatrix ist jedoch stark von der Morphologie dieser intermetallischen Phasen abhängig.

Da bei einer Sphärodisierungsglühung, wie sie z.B. zur Minimierung der Fraktionswirkung von Aluminiumlegierungen mit Siliziumhartteilchen verwendet wird, Ausscheidung und Zusammenlagerung des Zinns mit den damit verbundenen Nachteilen zu erwarten ist, werden der Legierung Elemente wie z.B. Antimon zugesetzt, um die Kerbwirkung der Hartpartikel zu verringern.

5 Durch die spezielle Elementkombination der Matrixlegierung, in der der Gehalt an wenig löslichen Aluminidbildnern auf ein Mindestmaß reduziert ist, kann eine Matrixverstärkung durch Elemente erzielt wird, die in der Aluminiummatrix weniger eingeschränkt löslich sind. Durch die Elemente der Gruppe Pb, Bi, Sb und In kann die Grenzflächenspannung des Sn, durch die Elemente der Gruppe Mg, Zn, Li die des Aluminiums und damit insgesamt die Benetzbarkeit der Aluminiummatrix durch das Zinn so beeinflußt werden, daß sich bei der Erstarrung der Aluminiummatrix das Zinn nicht an den Körngrenzen der Matrix als zusammenhängendes Netz niederschlagen kann. Die Unterbrechung der Netzstruktur der Zinnphase führt somit zu einer Veränderung der Gefügestruktur und auf vorteilhafte Weise zu einer entsprechenden Steigerung der strukturellen Festigkeit der Legierung, und damit des Lagerelementes 1, sowie zu einer verbesserten Umformbarkeit.

10 20 In diesem Zusammenhang zeigt sich auch die vorteilhafte Verwendung von Al-Sc-Legierungen für derartige Verbundwerkstoffe 1, wobei es damit möglich ist auch für neue, höherfeste Lagerwerkstoffe Zwischenschichten 5 zur Verfügung zu stellen, deren Eigenschaften auf die Eigenschaften, beispielsweise die mechanischen Eigenschaften, der Laufschicht 4 bzw. der Stützschale 7 abgestimmt worden ist.

25 30 Die vorwiegend im Zinn bzw. vorwiegend im Aluminium löslichen Elemente sind zur Erzielung der angestrebten Wirkung in einer vom Zinn- bzw. Aluminiumgehalt abhängigen Menge zuzulegen, die durch die maximale Löslichkeit der einzelnen Elemente bei eutektischer Temperatur bestimmt wird. Der Anteil des jeweiligen Elementes aus der neben Pb und Bi auch Sb und In enthaltenden Elementengruppe soll zwischen 10 % und 75 % der maximalen Löslichkeit des jeweiligen Elementes in dem gesamten Zinngehalt, der Gesamtanteil dieser Elementengruppe soll aber mindestens 50 % und höchstens 350 % der maximalen Löslichkeit des am wenigsten im Zinn löslichen Gruppenelementes betragen. Der Anteil des jeweiligen Elementes aus der neben Mg und Zn auch Li enthaltenden Elementengruppe soll zwischen 6 % und 50 % der maximalen Löslichkeit des jeweiligen Elementes im gesamten Aluminiumgehalt liegen, der Gesamtanteil dieser Elementengruppe soll dabei aber mindestens 25 % und höchstens 150 % der maximalen Löslichkeit des am wenigsten im Aluminium löslichen Gruppenelementes ausmachen.

35 40 Die angegebenen oberen und unteren Grenzwerte für die auf den Zinn- bzw. Aluminiumgehalt bezogenen Anteile der Elemente stellen eine für die Unterbindung einer zusammenhängenden Netzstruktur des Zinns ausreichende Wirkung auf die Veränderung der Grenzflächenspannung dar, ohne eine nachteilige Wechselwirkung mit den Elementen der Matrixlegierung befürchten zu müssen. In diesem Zusammenhang ist allerdings zu beachten, daß ein Elementanteil über die maximale Löslichkeit hinaus im Rahmen der angegebenen Grenzen durchaus sinnvoll sein kann, weil diese Elemente ja bereits in der allmählich erstarrenden Schmelze zu wirken beginnen.

45 50 Um die Vorteile der genannten Al-Sc-Lagerlegierung gegenüber einem herkömmlichen Gleitlagerwerkstoff deutlich zu machen, wird im folgenden ein üblicher Gleitlagerwerkstoff mit 20 Gew.-% Zinn, 0,9 Gew.-% Kupfer, Rest Aluminium mit den üblichen Verunreinigungen einer Aluminiumlegierung oben genannter Zusammensetzung gegenübergestellt.

Dies soll jedoch nicht bedeuten, daß Gleitlagerwerkstoffe mit 20 Gew.-% Sn, 0,9 Gew.-% Cu, Rest Al nicht für die erfindungsgemäßen Verbundwerkstoffe 1 verwendet werden können. Es soll damit nur verdeutlicht werden, daß Al-Sn-Lagerlegierungen mit sphäroidartigen Partikeln in der Sn-Weichmetallphase höhere Festigkeiten aufweisen können, wodurch auch der Vorteil der höherfesten Zwischenschicht 5 zum Ausdruck gebracht werden kann. Selbstverständlich können "minderwertigere" Lagerwerkstoffe für die Laufschicht 4 gegebenenfalls verwendet werden, insbesondere dann, wenn die Anforderungen an die Laufschicht 4 nicht sehr hoch sind, sodaß es z.B. aus Kostengründen günstiger ist, derartige Lagerwerkstoffe einzusetzen.

55 Die beiden zu untersuchenden Legierungen wurden unter übereinstimmenden Bedingungen im horizontalen Strangguß in Bandform vergossen, und zwar mit einer Breite von 100 mm und einer Höhe von 10 mm. Die Wärmeabfuhr während des Erstarrungsvorganges betrug in beiden Fällen zufolge der gewählten Abzugsverhältnisse zwischen 3,4 J/s bis 3,7 J/s. Da eine möglichst hohe

Gesamtverformung ohne Unterbrechung durch ein Zwischenglühen bei Lagerwerkstoffen aus einer Aluminiumlegierung zu vorteilhaften mechanischen und tribologischen Eigenschaften führt, wurde die Verformbarkeit der beiden Legierungen untersucht. Zu diesem Zweck wurde der bekannte Gleitlagerwerkstoff einer Wärmebehandlung bei 350 °C während einer Zeitspanne von 3 Stunden unterworfen. Durch diese Glühbehandlung wird eine stärkere Globulisierung der Zinnpartikel erzielt. Die erfindungsgemäße Legierung wurde ohne Wärmebehandlung bei einer Temperatur von 350 °C über eine Zeitspanne von 3 und 19 Stunden untersucht. Für diese Untersuchungen wurde die Gußhaut bei den Proben sowohl der bekannten als auch der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung durch Fräsen entfernt. Der Probenquerschnitt betrug danach jeweils 80 x 8 mm². Mit diesen Proben wurden die ohne Zwischenglühen zulässigen Walzreduktionen bestimmt.

Beim bekannten Gleitlagerwerkstoff traten bereits bei einer Reduktion von knapp über 30 % erste makroskopische Risse auf. Bei einer Verformung bis auf 45 % führten diese rasch anwachsenden Risse zu einer Totalschädigung der Probe. Durch die nach jedem Stich durchgeführten Härtemessungen an der gewalzten Oberfläche konnte beobachtet werden, daß nach dem Erreichen einer maximalen Härte die Härte aufgrund einer Schädigung der Gefügestruktur von Stich zu Stich abnahm. Der erfindungsgemäße Werkstoff zeigte hingegen eine von Stich zu Stich zunehmende Härte.

Aus dem dargestellten Verhalten kann also auf eine erhebliche Verbesserung der strukturellen Eigenschaften, insbesondere der Festigkeit, geschlossen werden. Bei der thermisch überalterten Probe wurden erst bei einer Gesamtverformung von über 55 % makroskopische Risse erkennbar. Solche Risse traten bei der thermisch unbehandelten Probe bei einer Gesamtverformung von über 60 % auf, und konnten bei der Probe mit einer Wärmebehandlung von 3 Stunden gar erst nach einer Gesamtverformung von über 70 % beobachtet werden. Im Gegensatz zum bekannten Gleitlagerwerkstoff führten diese Risse außerdem nicht zu einem Durchreißen der Proben.

Die Härte nach Vickers der Aluminiumlegierung konnte im Gußzustand nach dem Erkalten mit 42 HV2 in und quer zur Stranggußrichtung bestimmt werden. Nach dem Aufplattieren der Laufschicht 4 auf den Stahl der Stützschale 7 durch Walzen mit 45 % Stich und der Temperaturbehandlung bei 350 °C für 3 Stunden, ließ sich die Härte mit 52 HV2 in und quer zur Walzrichtung bestimmen. Die Härte der Aluminiumlegierung sollte auf jeden Fall nach dem Aufplattieren auf Stahl durch Walzen und einer Glühbehandlung bei 300 °C bis 400 °C für zwei bis fünf Stunden, vorzugsweise 350 °C für drei Stunden in und quer zur Walzrichtung mindestens 20 % höher sein als quer zur Gußrichtung im Gußzustand. Die Härte sollte zudem einen Wert in und quer zur Walzrichtung von 48 HV2 bis 68 HV2, vorzugsweise 50 HV2 bis 54 HV2, aufweisen. Die Härte des Stahls sollte nach dem Aufplattieren der Laufschicht durch Walzen mit mindestens 40 % Stich in höchstens zwei Stichen oder mit mindestens 25 % Stich in höchstens einem Stich und anschließender Glühbehandlung bei 300 °C bis 400 °C für zwei bis fünf Stunden, vorzugsweise 350 °C für drei Stunden in und quer zur Walzrichtung mindestens 175 HV2 aufweisen. Aus diesen Messungen ist also eindeutig zu schließen, daß die erfindungsgemäße Aluminiumlegierung die vorteilhafte Eigenschaft der Verfestigung durch Umformen, insbesondere durch Walzen, besitzt und somit auch für den Einsatz in Hochleistungsmotoren geeignet ist. Letzteres ist auch damit zu begründen, daß Legierungen auf Aluminiumbasis die der Erfindung entsprechen einen ausreichend hohen Gehalt an Weichphasen aufweisen, sodaß insgesamt derartige Aluminiummatrixlegierungen tribologische Eigenschaften besitzen, die dem starken Wunsch nach immer längeren Wartungsintervallen Rechnung tragen. Der Gehalt an Weichphasen bewirkt dabei, daß Beschädigungen von Lager und Welle durch das infolge der langen Wartungsintervalle stark verschmutzte, mit Feststoffteilchen aus dem Abrieb beladene, Schmiermittel vermieden werden.

Eine vorteilhafte Eigenschaft dieser Aluminiumlegierung bzw. der daraus gebildeten Lagerwerkstoffe ist aber auch deren Nachverfestigung z.B. in Motoren als Folge der Temperaturbelastung während des Betriebes, die bekanntlich durch das Schmiermittel nur beschränkt vermieden werden kann. Damit kann nachhaltig vermieden werden, daß die durch mehrmaligen Temperaturwechsel fein verteilten, nicht gebundenen Zinnpartikel zu größeren Teilchen zusammenfließen - Zinn besitzt bekanntlich einen Schmelzpunkt von 232 °C, eine Temperatur die durch laufende Wellen schnell erreicht wird - und ausgeschieden werden.

Hierbei zeigt sich wiederum die vorteilhafte Verwendung von Al-Sc-Legierungen mit deren guten mechanischen Eigenschaften, wobei sich dabei beispielsweise die mögliche Abstimmung

der Härte der Zwischenschicht 5 auf die Härte der Laufschicht 4 in vorteilhafter Weise darstellt und derartige Al-Sc-Legierungen auch für höherfeste Lagerwerkstoffe verwendet werden können.

Erfnungsgemäße Verbundwerkstoffe 1 können nach beliebigen geeigneten Verfahren, welche bereits aus dem Stand der Technik bekannt sind, hergestellt werden. So ist es bspw. möglich, die Aluminiumlegierung für die Zwischenschicht 5 und/oder die Aluminiumlegierung für die Laufschicht 4 im Stranggußverfahren herzustellen, wobei Rohlinge vorbestimmbarer Dicke hergestellt werden können. Um aus diesen Rohlingen die einzelnen Schichten für den Verbundwerkstoff 1 zu fertigen, können diese auf eine vorbestimmbare Dicke bspw. abgewalzt werden. Dieses Abwalzen kann in mehreren Schritten erfolgen, wobei pro Stich die Dicke des Rohlings um ca. 10 % bis 70 % verringert werden kann und wird dieses Verfahren vorzugsweise so lange durchgeführt, bis die erforderliche Wanddicke der Schichten erreicht ist.

Es ist aber auch möglich, insbesondere für die Herstellung des erfungsgemäßen Verbundwerkstoffes 1, den Abwalzvorgang so durchzuführen, daß zwei oder mehrere unterschiedliche und/oder gleiche Schichten übereinander gelegt werden, wobei durch das Abwalzen und Plattieren ein fester Verbund der einzelnen Schichten hergestellt werden kann. Beispielsweise kann die Al-Legierung für die Laufschicht 4 auf der Oberfläche 11 mit der Al-Legierung für die Zwischenschicht 5, also beispielsweise einer Al-Sc-Legierung und die der Oberfläche 11 gegenüber liegende Oberfläche der Laufschicht 4, beispielsweise mit einer Reinaluminiumfolie, abgedeckt werden. Durch letztere soll verhindert werden, daß insbesondere beim anschließenden Glühen des entstandenen Schichtverbundes Weichphasen, die üblicherweise eine Schmelztemperatur aufweisen, die unter bzw. nahe der Glühtemperatur liegen kann, aus der Aluminiummatrix der Lagerlegierung austritt und somit verloren gehen würde. Um diesem Verbund die benötigte mechanische Festigkeit für die Verwendung in einem Gleitlager 2 zu geben, kann in einem anschließenden Schritt die Stützschale 7, beispielsweise Stahl, über einen erneuten Walzvorgang auf dem Verbund angebracht und damit verbunden werden. Nach einer anschließenden, erneuten Temperaturbehandlung des nunmehr beispielsweise dreischichtigen Verbundwerkstoffes 1 wird diesem beispielsweise in einem Preßgesenk die endgültige Form, wie die in Fig. 1 z.B. dargestellte Halbschale, verliehen. Abschließend kann die zur Vermeidung des Zinnaustritts verwendete Aluminiumschicht von der Laufschicht 4 entfernt werden, bspw. durch Ausbohren. Entsprechende abschließende Fertigungsschritte wie beispielsweise das Brechen der Kanten, das Ausbilden der Nut 8 etc. können danach erfolgen.

Es ist aber auch möglich, daß die Al-Basis-Legierung bzw. der Verbundwerkstoff nach jeder Gesamtverformung von mindestens 25 % und höchstens 91 % in einem oder mehreren Verformungsschritten bei einer Temperatur im Bereich zwischen 85 °C bis 445 °C, vorzugsweise zwischen 150 °C und 400 °C, getempert wird.

Weiters ist es möglich, daß durch ein Plattierverfahren in einem Walzwerk die Dicke des Verbundwerkstoffes bzw. der jeweiligen Zwischenprodukte pro Stich im Bereich zwischen 20 % und 75 %, vorzugsweise zwischen 25 % und 50 % verringert wird.

Neben der genannten Methode können aber auch eine Reihe weiterer Verfahren, wie bspw. das CVD-Verfahren (Chemical Vapour Deposition), diverse Vakuumbeschichtungstechniken beispielsweise Aufdampfen, Ionenplattieren, Kathodenzerstäuben (Sputtern), galvanische Techniken, stromlose Tauchverfahren, Sprühbeschichtungsverfahren, etc. verwendet werden. Zudem können diverse weitere Verarbeitungstechniken zur Endfertigung der Werkstoffe 1, wie beispielsweise Lasertechniken, verwendet werden.

Bei allen einsetzbaren Verfahren ist es möglich, die Stützschale 7 und/oder die Zwischenschicht 5 und/oder die Laufschicht 4 als Ausgangswerkstoff für das Aufplattieren bzw. Beschichten zu wählen.

Es versteht sich von selbst, daß bestimmte gegebenenfalls notwendige Zwischenschritte, wie bspw. das Entfetten der Oberflächen, mit z.B. Lösungsmitteln erfolgen können.

Wie bereits erwähnt, können die einzelnen Schichten, insbesondere die Al-Legierungen, während des Herstellungsprozesses, insbesondere nach einem Abwalzvorgang, zum Spannungsabbau, welcher durch die Verformung begründet wird, einer Temperaturbehandlung unterzogen werden. So ist es beispielsweise möglich, die Zwischenschicht 5 einer Wärmebehandlung von 0,5 bis 48 Stunden bei einer Temperatur von 85 °C bis 445 °C zu unterziehen, wobei vorteilhafterweise der Wert der Härte der Zwischenschicht 5 nach dieser Wärmebehandlung nicht mehr als 35 %

unter demjenigen Wert der Härte liegen kann, den die Zwischenschicht 5 vor der Massivverformung durch z.B. Walzen, Schmieden, Strangpressen oder dgl. aufgewiesen hat. Der Wert der Härte für diese Zwischenschicht 5 kann bspw. nach einer Massivverformung im Bereich zwischen 70 % und 80 % des vor der Wärmebehandlung gemessenen Härtewertes liegen, wobei eine Wärmebehandlung von 1 bis 24 Stunden bei einer Temperatur im Bereich zwischen 100 °C und 350 °C durchgeführt worden sein kann.

Die Dicke der einzelnen Schichten kann bspw. für die Laufschicht 4 im Bereich zwischen 0,3 mm bis 0,6 mm, vorzugsweise 0,4 mm bis 0,5 mm, für die Zwischenschicht 5 im Bereich zwischen 0,05 mm bis 0,2 mm, vorzugsweise 0,1 mm bis 0,18 mm, und für die Stützschale 7 im Bereich zwischen 0,8 mm und 1,8 mm, vorzugsweise zwischen 1,0 mm und 1,5 mm, liegen. Selbstverständlich sind die einzelnen Dicken der Schichten nur beispielhaft zu verstehen, da sich insbesondere die Gesamtdicke des Verbundwerkstoffes 1 nach dem jeweiligen Verwendungszweck richten kann, sodaß in der Folge auch die Dicken der einzelnen Schichten entsprechend angepaßt werden können.

Die Härte der Laufschicht 4 kann beispielsweise nach dem Plättieren im Bereich zwischen 30,0 HV2 und 110 HV2, vorzugsweise zwischen 45,0 HV2 und 85 HV2 und nach der Wärmebehandlung im Bereich zwischen 25,0 HV2 und 85,0 HV2, vorzugsweise zwischen 40,0 HV2 und 75,0 HV2, diejenige der Zwischenschicht 5 nach dem Plättieren im Bereich zwischen 55,0 UMHV20p bis 100 UMHV20p, vorzugsweise 60 UMHV20p bis 85 UMHV20p und nach der Wärmebehandlung zwischen 45 UMHV20p und 80 UMHV20p, vorzugsweise zwischen 55 UMHV20p und 75 UMHV20p, und diejenige der Stützschale 7 beispielsweise von Stahl im Bereich zwischen 110 HV2 und 260 HV2, vorzugsweise zwischen 150 HV2 und 240 HV2 nach dem Plättieren und nach der Wärmebehandlung im Bereich zwischen 105 HV2 und 240 HV2, vorzugsweise zwischen 145 HV2 und 235 HV2 liegen.

Im Vergleich dazu würde eine Zwischenschicht 5 aus Reinaluminium, wie sie bspw. aus dem Stand der Technik bekannt ist, eine Härte von etwa 45 UMHV20p vor der Wärmebehandlung und ca. 29 UMHV20p nach der Wärmebehandlung, also eine deutlich geringere Härte als die Al-Sc-Legierung der erfindungsgemäßen Zwischenschicht 5 aufweisen.

Die Wärmebehandlung zur Ermittlung oben genannter Werte erfolgte über drei Stunden bei ca. 350 °C. Versuche bei höheren Temperaturen, bspw. 350 °C bis 400 °C, zeigten jedoch keine signifikante Änderung der Härte der Zwischenschicht 5, was sich wie bereits erwähnt dadurch erklären läßt, daß die Rekristallisationstemperatur für Al-Sc-Legierungen im Bereich von ca. 600 °C liegt.

Wie weitere Messungen zeigten, ist die Härte der Zwischenschicht 5 sowohl in Stranggußrichtung als auch quer zur Stranggußrichtung zumindest annähernd gleich, was sich aus der feindispersen Verteilung der Al₃Sc-Kristallite 12 über das gesamte Volumen der Al-Legierung erklären läßt.

Es sei an dieser Stelle nochmals darauf hingewiesen, daß sämtliche angeführten Zusammensetzungen für Al-Legierungen beispielhaften Charakter haben und aus einer Vielzahl möglicher Kombinationen ausgewählt wurden. Dies bedeutet jedoch nicht, daß die Erfindung auf diese Kombinationen bzw. Al-Legierungen beschränkt ist, sondern sind vielmehr sämtliche möglichen Kombinationen von der Erfindung umfaßt.

In Fig. 3 ist ein Schaubild gezeigt, bei welchem auf der Ordinate die Belastung in bar und auf der Abszisse die Laufzeit in Minuten mit einer logarithmischen Teilung aufgetragen ist.

Wie bekannt, kommt es durch die Belastung des Gleitlagers 2, insbesondere der Temperatur- und/oder Druckbelastung, während einer sogenannten Einlaufphase und auch danach zu einer Veränderung der Festigkeit, wobei die Festigkeit von den Legierungsbestandteilen abhängt. Nach dieser sogenannten Einlaufzeit und dem Erreichen bestimmter Grenzwerte treten bis zum Erreichen eines Laufzeitendes, an dem durch Materialermüdung ein derartiges Lager verwendungsunfähig wird, keine weiteren wesentlichen Veränderungen in der Festigkeit auf.

Anhand der nachfolgend beschriebenen Beispiele für unterschiedliche Schichtaufbauten für derartige Gleitlager 2 wird der erfindungsgemäße Lageraufbau und die Auswirkung auf das Lagerstandsverhalten erläutert.

Bei sämtlichen im folgenden beschriebenen Gleitlagern 2 wird als Stützschicht 6 immer Stahl verwendet, sodaß diese Stützschicht 6 in den nun folgenden Beispielen 1 bis 6 nicht mehr erwähnt wird, sondern implizit mitgelesen werden kann. Außerdem sind die einzelnen Schichten der im

folgenden beschriebenen Gleitlager 2 untereinander bewegungsfest verbunden.

Beispiel 1: Bei diesem Gleitlager 2 ist die Laufschicht 4 aus einer Aluminiumlegierung mit Zn, insbesondere AlZn 4,5 gebildet.

Beispiel 2: Für dieses Dreischichtgleitlager 2 wird eine Zwischenschicht 5 aus Reinaluminium und eine Laufschicht 3 aus einer Al-Sn-Legierung, insbesondere AlSn6Cu verwendet.

Beispiel 3: Dieses Beispiel zeigt ein Gleitlager 2 mit einer Zwischenschicht 5 aus Reinaluminium und einer Laufschicht 4 aus einer Al-Sn-Legierung, insbesondere AlSn20Cu.

Beispiel 4: Für dieses Gleitlager 2 wurde eine Zwischenschicht aus einer CuPb-Legierung verwendet, auf die eine Laufschicht aus AlSn20 gesputtert wurde.

Beispiel 5: Das Gleitlager 2 dieses Beispiels ist eine Weiterentwicklung des Beispiels 1, wobei hierbei jedoch eine AlZn-Legierung nicht mehr als Laufschicht 4, sondern als Zwischenschicht 5 verwendet wird und die Laufschicht durch eine AlSn20-Legierung gebildet wird. Anstelle der AlZn-Legierung können bei diesem Beispiel auch erfindungsgemäße AlSc-Legierungen als Zwischenschicht 5 verwendet werden.

Beispiel 6: Dieses abschließende Beispiel beschreibt ein Gleitlager 2 mit einer erfindungsgemäßen Zwischenschicht 5 aus einer AlSc-Legierung. Als Laufschicht 4 wurde eine Al-Legierung verwendet, die bis zu 32 Gew.-% Sn als Hauptlegierungselement enthalten kann und die weiters einen Hartstoff aus zumindest einem Element eines Fe, Mn, Ni, Cr, Co, Cu, Pt, Mg, Sb, W, Nb, V, Ag, Mo oder Zr enthaltenden Elementgruppe enthält. Der Hartstoff kann dabei als intermetallische Phase, z.B. durch Aluminibildung in den Grenzbereichen der Matrix vorhanden sein, sodaß das aufgrund des großen Sn-Gehaltes entstehende Zinnnetz durchbrochen werden kann. Vorzugsweise ist der Hartstoff kugel- bzw. würzelförmig ausgebildet. Beispielsweise kann die Legierung neben Al mit dem ihm eigenen Verunreinigungen 22,1 Gew.-% Sn, 1,44 Gew.-% Cu, 0,47 Gew.-% Mn, 0,24 Gew.-% Fe, 0,08 Gew.-% Cr und 0,5 Gew.-% Mg enthalten.

Um nun das Lagerstandsverhalten eines Gleitlagers 2 überprüfen zu können und verschiedenen Einsatzkategorien zuzuteilen, kann das Lagerstandsverhalten anhand von vorbestimmten Prüfverfahren festgestellt und überprüft werden. Zum Simulieren des Lastverlaufes wird beispielsweise in einem Prüfmotor mit einer vorbestimmten Drehzahl rotierenden Welle die auf das Lagergehäuse einwirkende Last aufgebracht, wobei z.B. in Abhängigkeit von der Lagergröße in der verwendeten Zylindergröße mit einem Hydraulikdruck von 75 bar gearbeitet werden kann. Ist dann die Maximallagerbelastung erreicht, wird der Versuch so lange fortgeführt, bis das Lager durch Verquetschung der Laufschicht 4 oder Gratbildung im Bereich der Lauf- bzw. Zwischenschicht 4,5 oder durch Verreiben so beschädigt ist, daß es ausgetauscht werden muß. Die Definition, ab wann diese Schäden so bewertet werden, daß das Lager nicht mehr verwendbar ist, ist vor jeder einzelnen Versuchsreihe im Detail festzulegen.

In Fig. 3 ist nunmehr das Lagerstandsverhalten der zuvor anhand der Beispiele 1 bis 6 beschriebenen Ausbildungen der einzelnen Gleitlager 2 gezeigt.

Wie nun eine Betrachtung des Schaubildes zeigt, das beispielsweise einen aus dem Stand der Technik bekannten einfachen Lageraufbau, wie er im Beispiel 1 beschrieben ist, darstellt, fällt ein derartiges Gleitlager 2 bereits vor Erreichen der Maximalbelastung zum Zeitpunkt 14 - wie im Schaubild gezeigt - durch Verreiben der Lagerstelle aus.

Ein besseres Lagerstandsverhalten wird bereits mit einer ebenfalls aus dem Stand der Technik bekannten Ausgestaltung eines Gleitlagers mit einem Dreischichtaufbau erreicht, bei dem die Stützschale 7 aus Stahl, die Zwischenschicht 5 aus Reinaluminium und die Laufschicht 4 aus mit Zinn legierten Al-Legierungen - gemäß Beispiel 2 und 3 - gebildet ist.

Während die Al-Legierung mit niedrigem Zinngehalt gemäß Beispiel 2 ebenfalls vor Erreichen der Maximalbelastung zum Zeitpunkt 15 ausfällt, widersteht die höherlegierte Al-Legierung über einen längeren Zeitraum die Maximalbelastung bis zu einem Zeitpunkt 16, zu dem das Lager verquetscht bzw. bis zu einem Zeitpunkt 17, zu dem das Lager verrieben ist.

Sehr hohe Standzeiten eines Lagers werden, wie aus dem Stand der Technik bekannt, durch einen Lageraufbau gemäß Beispiel 4 erreicht, da ein derartiges Gleitlager 2 erst nach einer Laufzeit von ca. 10.000 Minuten, also zum Zeitpunkt 18, ausfällt. Derartige Lager, die bei diesem Vergleichstest eine derart hohe Lagerstandzeit erreichen, werden auch als "Durchläufer" bezeichnet.

Beispiel 5 zeigt den Einfluß des Materials, das für die Zwischenschicht 5 verwendet wird, auf

die Eigenschaften eines Gleitlagers 2. Während ein Gleitlager 2 mit einer Zwischenschicht 5 aus einer AlZn-Legierung bereits zum Zeitpunkt 19 ausfällt, bringt der Ersatz dieser AlZn-Zwischenschicht durch eine Zwischenschicht 5 aus einer erfindungsgemäßen AlSc-Legierung eine wesentliche Erhöhung der Lagerstandzeit. In Fig. 3 sind dazu Zeitpunkte 20, 21, welche den Bruch des

5 Gleitlagers 2 bzw. dessen Ausfall bezeichnen, eingetragen.

Schließlich zeigen Zeitpunkte 22, 23 die Versuchsergebnisse für ein Gleitlager 2, daß einerseits eine verbesserte erfindungsgemäße AlSc-Legierung als Zwischenschicht 5 enthält und die andererseits für die Laufschicht 4 eine AlSn-Legierung mit hohem Zinnanteil verwendet. Im Vergleich zu der Laufschicht 4 des Beispiels 5 ist bei dieser höher festen AlSn-Legierung allerdings

10 das sich durch den hohen Zinnanteil ausbildende Zinnetz durch Hartstoffe unterbrochen, wobei die an sich störende Wirkung dieser Hartstoffe durch die auftretenden Scherkräfte dadurch umgangen werden kann, daß diese Hartstoffe eine kugelige oder würfelige Form aufweisen.

Das Resümee dieser Betrachtung ist, daß einerseits durch einen Einsatz der erfindungsgemäßen Zwischenschicht auf AlSc-Basis ein Gleitlager 2 zur Verfügung gestellt werden kann, dessen Eigenschaften so ausgebildet sind, insbesondere im Zusammenspiel der erfindungsgemäßen Zwischenschicht 5 mit einer höher festen Laufschicht 4, daß damit Lagerstandsverhalten erreicht werden können, die durchaus mit sogenannten "High-Tech"-Gleitlagern 2, welche mit der Sputtertechnik hergestellt worden sind, vergleichbar sind und daß andererseits aber auch durchaus brauchbare Lagerstandsverhalten mit kostengünstigeren Gleitlagern 2 erreicht werden können, wenn für diese die erfindungsgemäße Zwischenschicht 5 eingesetzt wird.

Der Ordnung halber sei abschließend darauf hingewiesen, daß zum besseren Verständnis des Aufbaus des Verbundwerkstoffes 1 bzw. der Zwischenschicht 5 diese bzw. deren Bestandteile teilweise unmaßstäblich und/oder vergrößert und/oder verkleinert dargestellt wurden.

Die den eigenständigen erforderlichen Lösungen zugrundeliegende Aufgabe kann der Beschreibung entnommen werden.

Vor allem können die einzelnen in den Fig. 1; 2; 3 gezeigten Ausführungen den Gegenstand von eigenständigen, erfindungsgemäßen Lösungen bilden. Die diesbezüglichen, erfindungsgemäßen Aufgaben und Lösungen sind den Detailbeschreibungen dieser Figuren zu entnehmen.

30

Bezugszeichenaufstellung

- | | |
|----|----------------------------------|
| 1 | Verbundwerkstoff |
| 2 | Gleitlager |
| 3 | Randschicht |
| 35 | 4 Laufschicht |
| | 5 Zwischenschicht |
| | 6 Randschicht |
| | 7 Stützschale |
| 40 | 8 Nut |
| | 9 Stirnfläche |
| | 10 Seitenwand |
| | 11 Oberfläche |
| 45 | 12 Al ₃ Sc-Kristallit |
| | 13 Al-Mn-Ausscheidung |
| | 14 Zeitpunkt |
| | 15 Zeitpunkt |
| 50 | 16 Zeitpunkt |
| | 17 Zeitpunkt |
| | 18 Zeitpunkt |
| | 19 Zeitpunkt |
| | 20 Zeitpunkt |

55

- 21 Zeitpunkt
 22 Zeitpunkt
 23 Zeitpunkt

5

PATENTANSPRÜCHE:

1. Zwischenschicht, insbesondere Bindungsschicht, aus einer Legierung auf Aluminiumbasis für Verbundwerkstoffe mit Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung, insbesondere Gleitlager, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung einen Gehalt an Beimengungen von zumindest einem Element aus einer Sc, Y, Hf, Nb, Ta, La, die Lanthanoide und die Actinoide umfassenden Elementgruppe von maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise 4 Gew.-%, insbesondere zwischen 0,015 Gew.-% und 3,25 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, aufweist und den Rest Aluminium mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen bildet.
2. Zwischenschicht nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zwischen 0,015 Gew.-% und 2,5 Gew.-% zumindest eines Elementes aus der Elementgruppe, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
3. Zwischenschicht nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zwischen 0,015 Gew.-% und 1,0 Gew.-% zumindest eines Elementes aus der Elementgruppe, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
4. Zwischenschicht nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Li, Zn, Si, Mg in einem Ausmaß von in Summe maximal 12 Gew.-%, vorzugsweise maximal 6,5 Gew.-%, insbesondere maximal 4,2 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
5. Zwischenschicht nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Mn, Cu, Be, Ca, Zr, Mo, W, Ag in einem Ausmaß von in Summe maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise maximal 5,0 Gew.-%, insbesondere 3,0 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
6. Zwischenschicht nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, in einem Ausmaß von in Summe maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise maximal 4,0 Gew.-%, insbesondere maximal 1,5 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
7. Zwischenschicht nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Pd, Au, Pt, In, Ge, Sn, Pb, Sb, Bi, Te in einem Ausmaß von in Summe maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise maximal 6,5 Gew.-%, enthält.
8. Zwischenschicht nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung nach einer Wärmebehandlung von 0,5 bis 48 Stunden bei einer Temperatur im Bereich zwischen 85 °C und 445 °C eine Härte aufweist, deren Wert nicht mehr als 35 % unter dem vor der Wärmebehandlung gemessenen Härtewert nach einer Massivverformung, z.B. Walzen, Schmieden, Strangpressen oder dgl., liegt.
9. Zwischenschicht nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung nach einer Wärmebehandlung von 1 bis 24 Stunden bei einer Temperatur im Bereich zwischen 100 °C und 350 °C eine Härte aufweist, deren Wert im Bereich zwischen 70 % und 80 % des vor der Wärmebehandlung gemessenen Härtewertes nach einer Massivverformung, z.B. Walzen, Schmieden, Strangpressen oder dgl., liegt.
10. Zwischenschicht nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung nach einer Wärmebehandlung eine Härte nach Vickers im Bereich zwischen 45 HV2 und 80 HV2, bevorzugt zwischen 55 HV2 und 75 HV2 aufweist.

11. Verbundwerkstoff aus zumindest drei Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung, insbesondere Gleitlager, wobei die Härte der Schichten unterschiedlich ist und insbesondere von einer ersten Randschicht zu einer dieser gegenüber angeordneten zweiten Randschicht zunimmt, dadurch gekennzeichnet, daß zumindest eine Mittelschicht durch eine Zwischenschicht (5) nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche gebildet ist.
5
12. Verbundwerkstoff nach Anspruch 11, dadurch gekennzeichnet, daß die erste Randschicht (3) als Laufschicht (4) für ein Lager, z.B. ein Gleitlager (2), ausgebildet ist.
13. Verbundwerkstoff nach Anspruch 11 und/oder 12, dadurch gekennzeichnet, daß die Laufschicht (4) aus einer Aluminiumlegierung mit in der Aluminiummatrix eingelagerten Weichphasen, z.B. Pb, Bi, Sn, oder dgl., besteht.
14. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der Ansprüche 11 bis 13, dadurch gekennzeichnet, daß die Laufschicht (4) aus einer Aluminiumlegierung mit Sn als Hauptlegierungselement besteht, wobei der Zinnanteil im Bereich zwischen 5 Gew.-% und 45 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 14 Gew.-% und 40 Gew.-%, insbesondere zwischen 16 Gew.-% und 32 Gew.-%, liegt.
15
15. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der Ansprüche 11 bis 14, dadurch gekennzeichnet, daß die Laufschicht (4) in Summe höchstens 11 Gew.-% zusätzliche Legierungselemente enthält, wobei jedenfalls zumindest ein Legierungselement aus einer Mn, Fe, Cr, Zr, Co und Zn enthaltenden Gruppe und zumindest ein Legierungselement aus einer Pb, Bi, Sb und In enthaltenden Gruppe zulegiert ist.
20
16. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der Ansprüche 11 bis 15, dadurch gekennzeichnet, daß die Laufschicht (4) zusätzlich noch Cu mit einem Mengenanteil im Bereich zwischen 0,65 Gew.-% und 1,80 Gew.-%, Mn mit einem Mengenanteil im Bereich zwischen 0,25 Gew.-% und 0,75 Gew.-%, Fe mit einem Mengenanteil zwischen 0,15 Gew.-% und 0,55 Gew.-%, Cr mit einem Mengenanteil im Bereich zwischen 0,05 Gew.-% und 0,18 Gew.-% enthält.
25
17. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der Ansprüche 11 bis 16, dadurch gekennzeichnet, daß die zweite Randschicht (6) als Stützschale (7) ausgebildet ist.
18. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der Ansprüche 11 bis 17, dadurch gekennzeichnet, daß die Stützschale (7) aus Stahl oder dgl. gebildet ist.
30
19. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der Ansprüche 11 bis 18, dadurch gekennzeichnet, daß die Laufschicht (4) nach einer Wärmebehandlung eine Härte nach Vickers im Bereich zwischen 25 HV2 und 85 HV2, bevorzugt zwischen 40 HV2 und 75 HV2, aufweist.
35
20. Verfahren zur Herstellung eines Verbundwerkstoffes aus zumindest drei Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung, insbesondere eines Gleitlagers, wobei die Härte der Schichten unterschiedlich ist und insbesondere von einer ersten Randschicht zu einer dieser gegenüber angeordneten zweiten Randschicht zunimmt, insbesondere eines Verbundwerkstoffes nach einem der Ansprüche 11 bis 20, dadurch gekennzeichnet, daß in dem Verbundwerkstoff zumindest eine Mittelschicht aus einer Zwischenschicht nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche 1 bis 10 angeordnet ist, insbesondere mit einer Laufschicht und/oder Stützschale, z.B. aus Stahl oder dgl., verbunden wird.
40
21. Verfahren nach Anspruch 20, dadurch gekennzeichnet, daß ein bereits ausgehärteter, nach einem Gießverfahren, Extrudierverfahren, Strangpreßverfahren oder dgl. hergestellter Werkstoff mit Beimengungen von zumindest einem Element aus einer Sc, Y, Hf, Nb, Ta, La, die Lanthanoide und die Actinoide umfassenden Elementgruppe bis maximal 10 Gew.-% mit zumindest einem weiteren Werkstoff vorzugsweise auf Al-Basis, z.B. einer Al-Sn-Legierung die gegebenenfalls weitere Legierungselemente enthalten kann, Reinaluminium, oder dgl. zusammengewalzt wird.
45
22. Verfahren nach Anspruch 20 und/oder 21, dadurch gekennzeichnet, daß die Al-Basis-Legierung(en) bzw. der Verbundwerkstoff nach jeder Gesamtverformung von mindestens 25 % und höchstens 91 % in einem oder mehreren Verformungsschritten bei einer Temperatur im Bereich zwischen 85 °C bis 445 °C, vorzugsweise zwischen 150 °C und 400 °C, getempert wird.
50
55

23. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 20 bis 22, dadurch gekennzeichnet, daß die Laufschicht auf die Zwischenschicht oder die Zwischenschicht auf die Laufschicht und/oder die Zwischenschicht auf die Stützschale durch ein Walzverfahren, ein CVD-Verfahren, ein galvanisches Verfahren, ein Kathodenzerstäubungsverfahren, ein Vakuumaufdampfverfahren oder dgl. aufgebracht wird.
- 5
24. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 20 bis 23, dadurch gekennzeichnet, daß durch ein Plattierverfahren in einem Walzwerk die Dicke des Verbundwerkstoffes bzw. der jeweiligen Zwischenprodukte pro Stich im Bereich von 20 % bis 75 %, vorzugsweise zwischen 25 % bis 50 %, verringert wird.

10

HIEZU 2 BLATT ZEICHNUNGEN

15

20

25

30

35

40

45

50

55

Fig.1

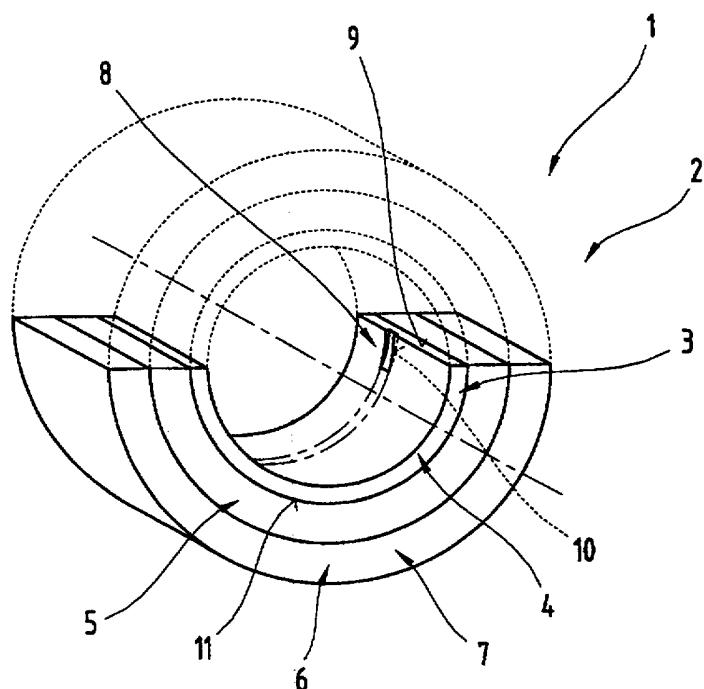


Fig.2



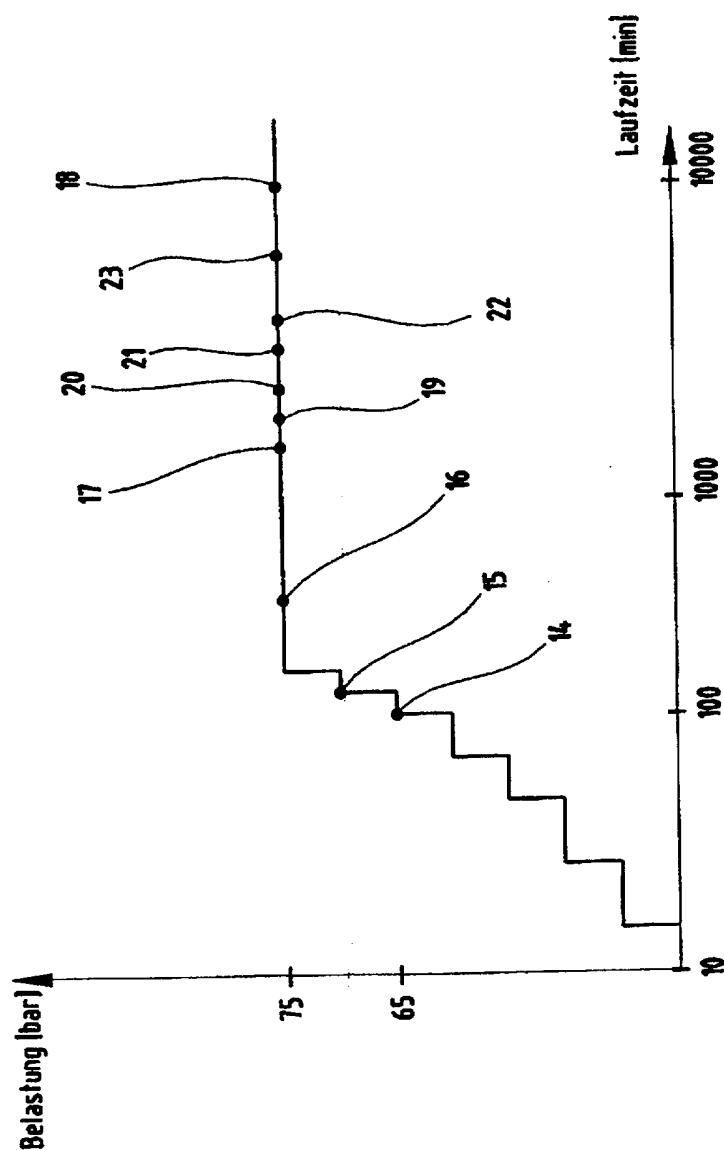


Fig.3