



(19) **Republik
Österreich
Patentamt**

(11) Nummer:

AT 392 131 B

(12)

PATENTSCHRIFT

(21) Anmeldenummer: 259/87

(51) Int.Cl.⁵ : **F16C 33/06**

(22) Anmeldetag: 9. 2.1987

(42) Beginn der Patentdauer: 15. 7.1990

(45) Ausgabetag: 25. 1.1991

(30) Priorität:

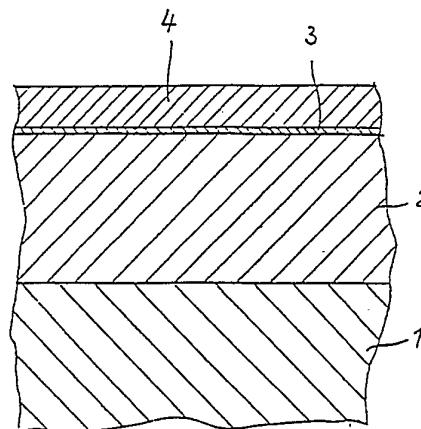
10. 2.1986 DE 3604148 beansprucht.

(73) Patentinhaber:

FÜRSTLICH HOHENZOLLERNSCHE WERKE LAUCHERTHAL
GMBH & CO
D-7480 SIGMARINGENDORF-LAUCHERTHAL (DE).

(54) MEHRSTOFF-VERBUNDGLEITLAGER

(57) Die Erfindung betrifft ein Mehrstoff-Verbundgleitlager aus einem Stahlstützkörper (1), Gleitmetallschicht (2) aus einem Aluminium-Zinn-Lagermetall mit 6 bis 40 % Zinnanteil und einer Laufschicht (4) aus einer Bleibasis- oder Zinnbasis-Legierung, die sich dadurch auszeichnet, daß sich zwischen dem Gleitmetall (2) und der Laufschicht (4) eine haftvermittelnde Schicht aus galvanisch abgeschiedenem Eisen befindet und diese Eisenbeschichtung (3) eine Härte von 120 bis 200 Vickers-Einheiten aufweist, sowie ein Verfahren zur Herstellung dieser Mehrstoff-Verbundgleitlager.



AT 392 131 B

Eine der wichtigsten werkstofflichen Ausführungen von Verbundgleitlagern stellen Lagerschalen, bestehend aus einer Stahlstützschale und einer Gleitmetallschicht aus Aluminium-Zinn-Legierung dar, deren Zinn-Gehalt zwischen 6 und 40 % liegt.

In den meisten Fällen ist es erforderlich, die Lauffläche der Lager zusätzlich mit einer meist galvanisch aufgebrachten Schicht von 20 bis 40 μm Dicke aus einer Legierung zu versehen, die eine wesentlich geringere Härte als das Aluminium-Zinn aufweist. Das Aluminium-Zinn-Gleitmetall ist nämlich nur in sehr begrenztem Maße in der Lage, sich in der Einlaufphase an die Stahlwelle anzupassen. Der Anpassungsvorgang besteht im wesentlichen in einer plastischen Verformung und auch einem teilweisen Abrieb der Gleitschicht. Aluminium-Zinn-Legierungen, insbesondere solche mit Zinngehalten zwischen 6 und 20 %, passen sich kaum plastisch an die Welle an und werden in den durch geometrische Unvollkommenheiten von Lagerschale und Welle im Mischreibungszustand befindlichen Bereichen der Gleitfläche auch nicht unter gleichzeitiger Glättung der Lauffläche abgerieben, sondern es kommt in den harttragenden Bereichen zu einer Aufrauhung, unter ungünstigen Bedingungen sogar zu einer Riefenbildung. Durch diese Veränderungen der Lauffläche wird die Ausbildung eines Schmiermittelfilmes von gleichmäßiger Dicke beeinträchtigt und örtliche Mischreibungen, die nur auf die Einlaufphase beschränkt sein sollten, bleiben bestehen, sodaß nach relativ kurzen Laufzeiten bereits erhebliche Lagerschäden auftreten können.

Um das Anpassungsverhalten des Lagers durch Aufbringen einer weichen galvanischen Schicht zu verbessern, mußte bei einem bekannten Lager dieser Art das Problem der elektrochemischen Abscheidung von Legierungen auf Blei- und Zinnbasis auf Aluminium-Zinn-Gleitmetall gelöst werden. Wegen der überaus starken Passivierungsneigung des Aluminiums ist es nicht möglich, eine Direktabscheidung auf die Aluminium-Zinn-Oberfläche vorzunehmen. Um die von der galvanischen Schicht geforderte hohe Haftfestigkeit zu erreichen, muß vielmehr zunächst auf das Aluminium-Zinn aus einem alkalischen Bad stromlos ein Zementationsniederschlag von Zink aufgebracht werden und auf diesen wiederum durch elektrochemische Abscheidung eine ca. 5 μm dicke Nickelschicht.

Diese Nickelschicht stellt dann den Haftgrund für die 30 bis 60 μm Laufschicht aus Blei-Zinn, Blei-Zinn-Kupfer oder Zinn-Antimon dar.

Das Nickel hat somit bei Stahl-Aluminium-Zinn-Galvanik-Lagern eine einfachere Aufgabe als bei Stahl-Bleibronze-Galvanik-Lagern, bei welchen der sogenannte Nickelsperrdamm zusätzlich zur Sicherstellung einer guten Haftung der Laufschicht noch eine Diffusionsbarriere zwischen dem Kupfer der Bleibronze und dem Zinn der Galvanikschicht darstellt, um die Bildung von spröden intermetallischen Kupfer-Zinn-Phasen zu verhindern.

Nickel als Haftgrundlage auf Aluminium-Zinn hat sich bei dem bekannten Lager seit langem bewährt, wenn mit oberflächengehärteten Wellenzapfen gearbeitet wird, wie dies bei kleineren Motoren der Fall ist. In solchen Fällen ist es relativ ungefährlich, wenn nach längeren Laufzeiten die weiche Galvanikschicht örtlich bis auf die Nickelschicht verschleißt und die Welle mit dem Nickel in Berührung kommt. Anders hingegen liegen die Verhältnisse bei großen Dieselmotoren mit weichen Zapfen.

Das im bekannten Lager galvanisch abgeschiedene Nickel hat eine Härte von ca. 320 HV und liegt damit höher als die Oberflächenhärte nicht oberflächengehärteter Wellen. Erreicht der Wellenzapfen nach Verschleiß der galvanischen Schicht den Nickelhaftgrund, so gleiten zwei nahezu gleich harte Werkstoffe, die sich zudem metallurgisch sehr ähnlich sind, aufeinander. Diese ungünstige Gleitpaarung führt zu einem Verschleiß des Wellenzapfens, der sich zunächst als Aufrauhung, im fortgeschrittenen Stadium schließlich als Riefenbildung bemerkbar macht.

Da die Nickelschicht die beachtliche Dicke von ca. 5 μm besitzt, kann nicht davon ausgegangen werden, daß die Welle nur für eine relativ kurze Laufzeit in Kontakt mit der Nickelschicht bleibt und danach die gleitfreundliche Aluminium-Zinn-Schicht erreicht wird, von der jetzt, da der Einlaufvorgang beendet und ein gleichmäßiges Tragbild im Lager entstanden ist, keine Gefahren mehr ausgehen würden. Wegen der Dicke der Nickelschicht dehnen sich vielmehr bei fortschreitendem Verschleiß der galvanischen Blei-Zinn-Kupfer-Laufschicht die Flächen der freigelegten Haftgrundschicht aus und die Welle läuft schließlich großflächig auf Nickel. In diesem Stadium ist die Welle sehr gefährdet.

Man muß davon ausgehen, daß durch den zunehmenden Schwerölbetrieb auch bei Viertakt-Dieselmotoren und die dadurch bedingte Verschmutzung des Schmieröles mit chemisch aggressiven Stoffen, sowie mit erodierend wirkenden Ruß- und metalloxidischen Partikeln die Gefahr eines relativ schnellen Verschleißes der Blei-Zinn-Kupfer-Laufschicht gewachsen ist.

So wurde die Erfahrung gemacht, daß unter ungünstigen Bedingungen schon nach einigen tausend Betriebsstunden der Nickeldamm freiliegt und eine deutliche Aufrauhung der Welle eingetreten ist.

Neben ihrer unerwünscht hohen Härte zeigt die Nickelschicht des bekannten Lagers noch in anderer Hinsicht ein sehr nachteiliges Verhalten. Bei den im Lager herrschenden Betriebstemperaturen, die bis auf 140 °C ansteigen können, bilden sich im Laufe von einigen tausend Betriebsstunden zwischen Nickel und Zinn die intermetallischen Phasen Ni_3Sn und Ni_3Sn_2 mit der im Vergleich zu reinen Nickelschicht noch wesentlich höheren Härte von 500 bis 600 HV. Diese intermetallische Verbindungsschicht kann bis auf einige Mikrometer Dicke anwachsen. So wurde zum Beispiel am Pleuellager eines mittelschnelllaufenden Dieselmotors nach 18000 Betriebsstunden eine intermetallische Schicht zwischen dem Nickeldamm und der Blei-Zinn-Kupfer-Laufschicht

von 3 μm Dicke gefunden. Das Dickenwachstum dieser Schicht schreitet mit etwa gleichbleibender Geschwindigkeit fort.

Erfolgt der Verschleiß der Blei-Zinn-Kupfer-Lauffschicht relativ schnell, so hat sich bis zum Erreichen des Nickeldamms zunächst noch wenig intermetallische Phase gebildet. Erfolgt der Verschleiß hingegen langsam, so kommt die Welle mit einer inzwischen auf einige Mikrometer Dicke angewachsenen intermetallischen Schicht in Berührung, die dann eine starke Abrasion der Welle bewirkt.

Wegen des allmählichen Wachstums der intermetallischen Verbindungsschicht ist auch der Wiedereinbau der bekannten Aluminium-Zinn-Galvaniklager mit Nickeldamm mit einer großen Gefahr verbunden. Wird nämlich ein Lager aus irgendeinem Grunde nach einer längeren Laufzeit, etwa nach 15000 Laufstunden ausgebaut und die galvanische Schicht ist noch auf der gesamten Gleitfläche erhalten, d. h. der Nickeldamm ist noch nicht freigelegt, so wird das Lager in der Regel wieder eingebaut, da man davon ausgeht, daß es in der Lage ist, sich erneut an die Welle anzupassen. Da sich nach einer derartig langen Laufzeit bereits eine sehr harte intermetallische Schicht auf dem Nickeldamm gebildet hat, muß damit gerechnet werden, daß die Welle nach Durchlaufen der noch vorhandenen restlichen Blei-Zinn-Kupfer-Lauffschicht die intermetallische Phase erreicht und wegen deren erheblichen Schichtdicke längere Zeit einer verstärkten Abrasionswirkung ausgesetzt ist.

Die Bildung der intermetallischen Nickel-Zinn-Schicht hat neben der hohen Verschleißwirkung noch einen weiteren Nachteil. Der Zinngehalt der intermetallischen Schicht aus Ni_3Sn und Ni_3Sn_2 liegt bei ca. 50 Gewichtsprozent Zinn. Dieser Zinngehalt wird der Blei-Zinn-Kupfer-Schicht entzogen. Geht man von einer ursprünglichen 30 μm dicken Blei-Zinn-Kupfer-Schicht mit 10 % Zinn aus, die bis auf eine mittlere Schichtdicke von 15 μm verschlissen worden ist, wobei sich gleichzeitig eine intermetallische Nickel-Zinn-Schicht von 2 μm gebildet hat, so bedeutet dies, daß der Zinngehalt der Blei-Zinn-Kupfer-Schicht im Mittel um ca. 2 % gesunken ist. An Stellen stärkeren Verschleißes kann die Zinn-Verarmung noch wesentlich höher liegen.

Mit abnehmendem Zinngehalt sinken aber sowohl die Korrosionsbeständigkeit wie auch die Härte der galvanischen Lauffschicht. Diese Eigenschaftsverschlechterung der Lauffschicht wirkt sich besonders bei Schwerölbetrieb mit seinen aggressiven und partikelreichen, abrasiven Verbrennungsprodukten aus.

Die zahlreichen Nachteile des Nickeldamms bei den bekannten Aluminium-Zinn-Lagern haben dazu geführt, daß namhafte Hersteller von Großdieselmotoren in Ermangelung eines anderen Haftgrundes als Nickel dazu übergegangen sind, auf die Blei-Zinn-Kupfer-Lauffschicht ganz zu verzichten und die Welle direkt auf dem Aluminium-Zinn laufen zu lassen. Das hiermit zweifellos verbundene Risiko wird im Vergleich zu den Gefahren, die vom Nickeldamm ausgehen, noch als geringer eingeschätzt.

Die Probleme, die sich für den Nickeldamm auf Aluminium-Zinn ergeben, entstehen grundsätzlich auch bei Stahl-Bleibronze-Galvaniklagern, bei denen das Nickel als Diffusionssperre eingesetzt wird. Da man bei diesen Lagern aber mit einer Sperrdammdicke von 2 bis 3 μm auskommt, sind zumindest die Gefahren, die von der reinen Nickelschicht ausgehen, geringer als bei dem doppelt so dicken Nickeldamm der Aluminium-Zinn-Lager.

Für Bleibronze-Galvaniklager gilt es festzustellen, daß Nickel als Diffusionssperre zwar die Bildung der extrem schädlichen Cu_6Sn_5 -Phase verhindert, aber es selbst mit Zinn auch eine bei Lagerbetriebstemperaturen nicht zum Stillstand kommende Reaktion zeigt.

Diese Nachteile von Nickel als Haftgrund für Blei-Zinn-Kupfer mußten bisher in Kauf genommen werden, weil der Nickeldamm nicht durch ein anderes Metall ersetzt werden konnte.

Aufgabe der Erfahrung ist es, ein verbessertes Verbund-Gleitlager der eingangs beschriebenen Art zu schaffen, das nicht nur die oben beschriebenen Nachteile beseitigt, sondern die Voraussetzungen dafür schafft, daß bei fortlaufendem Verschleiß der weichen galvanischen Lagerlauffschicht die glatte und weiche Wellenoberfläche ohne jede Schädigung die Haftschicht durchlaufen kann, um schließlich unter dauerhaften, guten hydrodynamischen Gleitlagerbedingungen auf der Gleitmetallschicht zu laufen.

Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß durch ein Verbund-Gleitlager gelöst, bei dem sich zwischen dem Gleitmetall und der galvanisch abgeschiedenen Lauffschicht eine haftvermittelnde Schicht aus galvanisch abgeschiedenem Eisen befindet, die eine Härte von 120 bis 200 Vickers-Einheiten aufweist.

Ein zusätzlicher Vorteil des erfindungsgemäßen Lagers ist es, daß die galvanisch abgeschiedene Eisenschicht eine Dicke aufweist von nur etwa 1 bis 3 μm , wobei eine mittlere Schichtdicke von 2 μm bevorzugt wird.

Der Vorteil einer Haftgrundlage aus Eisen besteht gegenüber einer aus Nickel zunächst einmal in der geringeren Härte und in der geringeren Schichtdicke. Vorteilhaft ist ferner bei diesem erfindungsgemäßen Lager, daß die durch Wärmebehandlung erreichte niedere Härte dazu führt, daß die Eisenschicht nahezu frei ist von sogenanntem effusiblem, d. h. zum Austritt aus dem Metall befähigten Wasserstoff, während eine Nickelschicht, auf welche sofort die galvanische Lauffschicht abgeschieden werden muß, den gesamten aufgenommenen Wasserstoff noch enthält. Die Lager mit Eisen-Haftgrund zeigen somit keinerlei Blasenbildung in der galvanisch abgeschiedenen Lauffschicht. In diesem Zusammenhang sei darauf hingewiesen, daß die Lauffschicht bei Lagern mit Nickel-Haftgrund mit einer Vielzahl kleiner Bläschen durchsetzt ist, die durch den entstehenden Wasserstoff beim Galvanisieren des Nickelhaftgrundes entstanden sind. Tritt der Wasserstoff erst beim Einsatz der Lager im Motor aus, so wird die Belastbarkeit der Lauffschicht herabgesetzt. Dieser Nachteil wird beim erfindungsgemäßen Lager somit vermieden. Dieser bedeutende Unterschied zwischen dem erfindungsgemäßen Lager und einem Lager

mit Nickel-Haftschicht kann leicht sichtbar gemacht werden, wenn die Lager bei der Ausführung nach der Abscheidung der Laufschicht zwei bis drei Stunden auf 140 °C erwärmt werden.

Um die gewünschte niedere Hälfte des Eisen-Haftgrundes zu gewährleisten, ist es notwendig, daß die Kristallstruktur der galvanisch abgeschiedenen Eisenschicht eine herabgesetzte Versetzungsichte aufweist gegenüber dem Zustand nach der galvanischen Abscheidung. Auf welche Weise diese niedrige Härte erzielt wird, wird weiter unten erläutert.

Es ist bekannt, daß Eisen eine gute Diffusionssperre zwischen Kupfer und Zinn darstellt und es wurde deshalb auch als Diffusionssperrdamm auf Bleibronze in Vorschlag gebracht (Deutsche Patentanmeldung P 35 18 799.9). Überraschenderweise hat sich nun gezeigt, was bisher nicht bekannt war, daß Eisen auch als Haftgrund für galvanische Schichten auf Aluminium-Zinn-Lagermetall eingesetzt werden kann. Einschlägige Untersuchungen konnten bisher nicht einmal im Labormaßstab durchgeführt werden, da es nicht gelang, festhaftende Eisenschichten auf Aluminium-Zinn-Lagermetall abzuscheiden.

Überraschenderweise ist es nunmehr gelungen, ein galvanisches Verfahren zu entwickeln, bei dem die Eisenschicht ohne Verschlechterung ihrer Haftvermittlungseigenschaften so behandelt wird, daß sie die Weichheit von chemisch reinem Eisen erlangt und auch bei einer Dicke von nur 2 µm noch eine vollständig geschlossene Schicht darstellt. Dies wird dadurch erreicht, daß vor der Abscheidung der Eisenschicht auf dem Zinn-Aluminium-Lagermetall aus einem Zinkbad stromlos eine Zinkschicht abgeschieden wird, diese vor der galvanischen Eisenabscheidung teilweise wieder aufgelöst wird und daß nach dem galvanischen Aufbringen der Eisenschicht diese einer Wärmebehandlung unterzogen wird. Es ist dabei zweckmäßig, daß die Abscheidung der Eisenschicht aus einem Eisenchloridbad erfolgt. Die Abscheidungstemperatur soll bei 85 bis 110 °C, vorzugsweise bei 95 °C liegen.

Gemäß einer bevorzugten Ausführungsform wird die abgeschiedene Zinkschicht zu 20 bis 40 % wieder aufgelöst.

Die Abscheidung des Eisens auf der Aluminium-Zink-Oberfläche aus einem stark saueren Chloridbad von 95 bis 105 °C erfolgt nach einer vorherigen Zementationsbehandlung in einer Natriumzinkatlösung. Die hohe Temperatur ist erforderlich, um eine Eisenschicht mit möglichst wenig mechanischen Eigenspannungen von gleichmäßiger Schichtdicke zu erzeugen. Die Dauer der Zinkatbeizbehandlung muß so bemessen sein, daß ein Teil der Zinkschicht in dem heißen Eisenchloridbad wieder chemisch gelöst werden kann, bevor die Eisenabscheidung beginnt. Nur bei Einhaltung dieser Regel wird eine Eisenschicht von hoher Haftfestigkeit erreicht.

Nach der Abscheidung des Eisens wird der galvanische Prozeß unterbrochen und die eisenbeschichteten Lagerschalen einer Wärmebehandlung unterzogen zwischen 250 und 300 °C, vorzugsweise bei 280 °C. Bei einer derartigen dreistündigen Wärmebehandlung sinkt die Härte der Eisenschicht von 300 bis 350 auf 125 bis 135 Vickers-Einheiten.

Es ist dabei nicht erforderlich, diese Wärmebehandlung unter Schutzgas durchzuführen, sondern es kann unter Luftzutritt erwärmt werden. Es bildet sich dann auf der Eisenoberfläche eine blaue Anlauf-Oxid-Schicht. Mit dieser Anlauf-Schicht wird der galvanische Prozeß fortgesetzt. Die Eisenoberfläche wird durch kurzes Eintauchen in verdünnte Salzsäure abgebeizt und für die Abscheidung der galvanischen Laufschicht aktiviert. Die verbleibende Schichtdicke des Eisens beträgt 1,5 bis 2,5 Mikrometer. Nunmehr kann die galvanische Laufschicht in gleicher Weise wie auf Nickel abgeschieden werden.

Neben den Laufschichten auf Bleibasis sind auch solche auf Zinnbasis im Einsatz, z. B. ternäre Schichten mit 7 % Antimon und 1 % Kupfer. Bei diesen hoch zinnhaltigen Laufschichten ist ein Nickel-Haftgrund noch weitaus kritischer als bei Bleibasis-Legierungen, da die Bildung der intermetallischen Nickel-Zinn-Phasen mit noch größerer Geschwindigkeit erfolgt.

Beispiel:

Ein Verbundlager mit 250 mm Außendurchmesser und 10 mm Wanddicke wurde nach der auch bei den bekannten Lagern mit Nickelschicht üblichen Vorbehandlung 30 sec in einer 20%igen Natrium-Zinkat-Beize behandelt, mit Wasser gespült und in einem Eisenchloridbad mit einem pH-Wert von 1 und einer Temperatur von 95 °C 10 sec stromlos gehalten. Sodann wurde das Eisen 1,5 min lang bei einer Stromdichte von 1,5 A/cm² abgeschieden. Anschließend erfolgte eine 3stündige Wärmebehandlung bei 280 °C.

Die Zeichnung zeigt in stark vergrößertem Maßstab den Aufbau des erfindungsgemäßen Mehrschichten-Gleitlagers in einer glatten Ausführung. Hierbei ist mit (1) die Stahlstützschale bezeichnet, auf die das Lagermetall (2), bestehend aus einem Gemisch aus Aluminium und Zinn, in der Regel mit hohem Druck aufgewalzt ist. In der Bindungszone zwischen dem Lagermetall (2) und der Laufschicht (4) befindet sich der galvanische Haftgrund (3) aus Eisen mit einer gegenüber den anderen Schichten äußerst geringen Schichtdicke.

Es versteht sich von selbst, daß der erfindungsgemäße Haftgrund und das zugehörige Verfahren zum Aufbringen derselben auf das Lagermetall auch bei solchen Lagern angewendet werden kann, die keine glatt bearbeitete Lagermetalloberfläche aufweisen, wie z. B. bei Lagern mit matrixähnlicher oder mit Rillen verschener Oberfläche.

PATENTANSPRÜCHE

- 10 1. Mehrstoff-Verbundgleitlager aus einem Stahlstützkörper, einer Gleitmetallschicht aus einem Aluminium-Zinn-Lagermetall mit 6 bis 40 % Zinnanteil und einer Laufschicht aus einer Bleibasis- oder Zinnbasis-Legierung, **dadurch gekennzeichnet**, daß sich zwischen dem Gleitmetall (2) und der Laufschicht (4) eine haftvermittelnde Schicht (3) aus galvanisch abgeschiedenem Eisen befindet und diese Eisenschicht eine Härte von 120 bis 200 Vickers-Einheiten aufweist.
- 15 2. Verbundgleitlager nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Eisenschicht (3) eine Härte von 120 bis 150 Vickers-Einheiten aufweist.
- 20 3. Verbundgleitlager nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, daß die galvanisch abgeschiedene Eisenschicht (3) eine Dicke zwischen 1 und 3 µm, vorzugsweise 2 µm, aufweist.
- 25 4. Verbundgleitlager nach Anspruch 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet**, daß die galvanisch abgeschiedene Eisenschicht (3) in einem Temperaturbereich bis 250 °C keinen durch Erwärmung austreibbaren Wasserstoff enthält.
- 30 5. Verbundgleitlager nach Anspruch 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Kristallstruktur der galvanisch abgeschiedenen Eisenschicht (3) eine verminderte Versetzungsdichte aufweist, gegenüber dem Zustand nach der galvanischen Abscheidung.
- 35 6. Verfahren zur Herstellung des Verbundgleitlagers nach Anspruch 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, daß vor der Abscheidung der Eisenschicht (3) stromlos eine Zinkschicht abgeschieden wird, diese vor der galvanischen Eisenabscheidung teilweise wieder aufgelöst wird und nach dem galvanischen Aufbringen der Eisenschicht eine Wärmebehandlung vorgenommen wird.
- 40 7. Verfahren nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet**, daß die abgeschiedene Zinkschicht zu 20 bis 40 % aufgelöst wird.
8. Verfahren nach Anspruch 6 und 7, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Abscheidung der Eisenschicht (3) aus einem Eisenchloridbad erfolgt.
- 45 9. Verfahren nach Anspruch 6 bis 8, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Abscheidungstemperatur im Eisenchloridbad 85 bis 110 °C, vorzugsweise 95 °C, beträgt.
10. Verfahren nach Anspruch 6 bis 9, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Wärmebehandlung der Eisenschicht (3) zwischen 250 und 300 °C, vorzugsweise bei 280 °C, durchgeführt wird.

Ausgegeben

25. 01.1991

Int. Cl.⁵: F16C 33/06

Blatt 1

