



(10) **DE 10 2005 022 104 B4** 2015.01.22

(12) **Patentschrift**

(21) Aktenzeichen: **10 2005 022 104.1**
(22) Anmeldetag: **12.05.2005**
(43) Offenlegungstag: **08.12.2005**
(45) Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: **22.01.2015**

(51) Int Cl.: **C22C 38/00 (2006.01)**
C22C 33/02 (2006.01)

Innerhalb von neun Monaten nach Veröffentlichung der Patenterteilung kann nach § 59 Patentgesetz gegen das Patent Einspruch erhoben werden. Der Einspruch ist schriftlich zu erklären und zu begründen. Innerhalb der Einspruchsfrist ist eine Einspruchsgebühr in Höhe von 200 Euro zu entrichten (§ 6 Patentkostengesetz in Verbindung mit der Anlage zu § 2 Abs. 1 Patentkostengesetz).

(30) Unionspriorität:
2004-146854 17.05.2004 JP

(72) Erfinder:
**Henmi, Hiroji, Kumagaya, Saitama, JP; Ishibashi,
Akiyoshi, Kumagaya, Saitama, JP**

(73) Patentinhaber:
Riken Corp., Tokio/Tokyo, JP

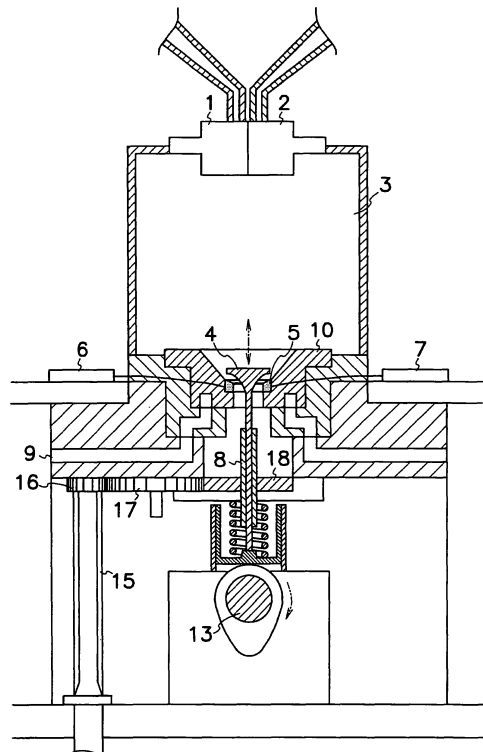
(56) Ermittelte Stand der Technik:

(74) Vertreter:
**ANDRAE WESTENDORP Patentanwälte
Partnerschaft, 83022 Rosenheim, DE**

DE	197 05 527	A1
JP	H05- 93 241	A
JP	2000- 073 151	A
JP	H09- 53 158	A

(54) Bezeichnung: **Gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln**

(57) Hauptanspruch: Gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln, enthaltend:
eine Matrix, welche, nach Gewicht, 0,4–2% Silizium (Si), 2–12% Nickel (Ni), 3–12% Molybdän (Mo), 0,5–5% Chrom (Cr), 0,6–4% Vanadium (V), 0,1–3% Niob (Nb), 0,5–2% Kohlenstoff (C) und den Rest aus Eisen (Fe) aufweist; und harte Partikel, die in der Matrix in einer Menge dispergiert sind, die im Bereich von 3–20% auf der Basis der gesamten Legierung liegt, wobei das harte Partikel 60–70% Molybdän (Mo), 0,3–1% Bor (B), 0,1% oder weniger Kohlenstoff (C) und den Rest aus Eisen (Fe) umfasst, wobei die gesinterte Legierung auf Eisenbasis durch Sintern der die harten Partikel enthaltenden Matrix hergestellt wird.



Beschreibung

HINTERGRUND DER ERFINDUNG

1. Gebiet der Erfindung

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln und insbesondere eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln, die für einen Ventilsitz eines Automotors geeignet ist.

2. Beschreibung des Standes der Technik

[0002] Die Verbrennungstemperatur eines Automotors ist mit dem Anstieg der Leistung des Automotors oder dadurch, dass sauberer Treibstoff wie LPG (Flüssiggas – Liquid Petroleum Gas) oder CNG (Druckerdgas – Compressed Natural Gas) zur Verringerung der Umweltbelastung verwendet wird, angestiegen. Es besteht daher eine Tendenz, dass Ventilsitze von Motorkomponenten größeren thermischen und mechanischen Belastungen ausgesetzt werden. Um die Probleme zu lösen, die durch eine erhöhte thermische Belastung verursacht werden, werden Materialien wie beispielsweise Chrom (Cr), Kobalt (Co) und Wolfram (W) zum Rohmaterial einer gesinterten Legierung auf Eisenbasis hinzugegeben, um die Festigkeit der Ventilsitze bei einer hohen Temperatur zu verbessern. Die für die erhöhte mechanische Belastung erforderliche Festigkeit kann durch Verdichten bei hohem Druck, Kaltfließpressen, Pulverschmieden, Sintern bei hoher Temperatur und ähnlichem verbessert werden. Da jedoch die thermischen und mechanischen Belastungen auf einen Ventilsitz einer Motorkomponente noch immer ansteigen, ist es absehbar, dass ein Motor thermische und mechanische Belastungen erzeugt, denen konventionelle gesinterte Legierungen auf Eisenbasis nicht widerstehen können. Beispielsweise kann die thermische Leitfähigkeit der Legierung durch Kupferinfiltration verbessert werden, bei der ein Material mit niedrigem Schmelzpunkt wie beispielsweise Kupfer (Cu) in die inneren Poren einer gesinterten Legierung auf Eisenbasis infiltriert wird, so dass die thermische Belastung auf den Ventilsitz verringert werden kann. Die Festigkeit der infiltrierten gesinterten Legierung auf Eisenbasis wird jedoch unvorteilhafterweise mittels des infiltrierten Kupfers verringert. Zusätzlich ist ein zweites Sintern erforderlich, um die Legierung nach dem ersten Sintern zu verdichten, wodurch die Produktionskosten erhöht werden.

[0003] Wie in der japanischen offengelegten Patentpublikation Nr. Hei 5-93241 offenbart, haben die vorliegenden Erfinder gesinterte Legierungen auf Eisenbasis mit einer verbesserten Festigkeit vorgeschlagen, bei denen harte Partikel, welche Molybdän (Mo), Kohlenstoff (C) und Eisen (Fe) umfassen, in einer Eisen(Fe)-Molybdän(Mo)-Nickel(Ni)-Kohlenstoff(C)-Matrix dispergiert sind. Diese Veröffentlichung offenbart ein Verfahren zum Verbessern der Verschleißfestigkeit durch Mischen von Bor (B) mit der Matrix, um das Sintern zu fördern und Boride zu bilden. Die japanische offengelegte Patentpublikation Nr. Hei 9-53158 offenbart gesinterte Legierungen auf Eisenbasis mit einer dispergierten harten Phase, die durch Dispersion von harten Partikeln, die Chrom (Cr), Molybdän (Mo), Kobalt (Co), Kohlenstoff (C), Silizium (Si) und Eisen (Fe) umfassen, in einer Eisen(Fe)-Molybdän(Mo)-Chrom(Cr)-Nickel(Ni)-Kohlenstoff(C)-Matrix eine erhöhte Festigkeit sowie eine verbesserte Verschleißfestigkeit bei hohen Temperaturen durch Ausbilden von Hochlegierungsphasen durch Diffusion haben. Die japanische offengelegte Patentveröffentlichung Nr. 2000-73151 offenbart gesinterte Legierungen auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln, die eine verbesserte Verschleißfestigkeit bei hohen Temperaturen durch die Dispersion von einem oder beiden der harten Partikeln, welche Chrom (Cr), Molybdän (Mo), Kobalt (Co), Kohlenstoff (C), Silizium (Si) und Eisen (Fe) sowie der harten Partikel, die Molybdän (Mo), Kohlenstoff (C) und Eisen (Fe) umfassen, in einer Eisen (Fe)-Molybdän(Mo)-Chrom(Cr)-Nickel(Ni)-Vanadium (V)-Kohlenstoff(C)-Matrix haben.

[0004] In einer gesinterten Legierung auf Eisenbasis dient ein hartes Partikel als Quelle von Legierungselementen und verbessert auch die Formbeständigkeit bei hohen Temperaturen. Ein hartes Partikel wie beispielsweise ein Partikel auf Kobaltbasis oder ein Partikel auf Nickelbasis, das als Legierungsquelle dient, erweicht oder härtet die Legierung aufgrund eines exzessiven Legierens durch Diffusion der Legierungselemente in eine Matrix. Ein hartes Partikel, das aus intermetallischen Verbindungen, keramischen Materialien, Carbiden, Oxiden und ähnlichem zusammengesetzt ist, verbessert auch die Formbeständigkeit der Matrix, hat aber eine schlechte Adhäsionseigenschaft (Benetzbarkeit) mit der Matrix, so dass das harte Partikel dazu tendiert, leicht aus der Legierungsmatrix herauszufallen. Die oben beschriebenen harten Partikel können die Verschleißfestigkeit der gesinterten Legierung auf Eisenbasis verschlechtern.

[0005] Durch Dispergieren von harten Partikeln von Eisenmolybdän (Fe-Mo), das aus Molybdän und Eisen in einer Matrix besteht, die Silizium, Nickel, Molybdän, Chrom, Vanadium, Niob, Kohlenstoff und Eisen enthält,

kann die Verschleißfestigkeit durch einen Pflastersteineffekt verbessert werden. Da jedoch das Diffusionsvermögen von Molybdän in der Matrix auf Eisenbasis niedrig ist, wird nur der Bereich um die hinzugefügten harten Partikeln aus Eisenmolybdän herum gefestigt, während die anderen Bereiche nicht gefestigt werden. Ferner können die Eisenmolybdänpartikel leicht aus der Matrix auf Eisenbasis herausfallen, da die Verbindung zwischen den Eisenmolybdänpartikeln und der Matrix auf Eisenbasis schwach ist.

ZUSAMMENFASSUNG DER ERFINDUNG

[0006] Es ist daher ein Ziel der Erfindung, eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln zu schaffen, in welcher die Benetzungsfähigkeit der harten Partikeln verbessert ist, d. h., die Adhäsionseigenschaft der harten Partikeln mit der Matrix verbessert ist, um zu verhindern, dass die harten Partikeln aus der Matrix ausfallen. Es ist auch ein Ziel der Erfindung, eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln zu schaffen, die eine verbesserte Wärmebeständigkeit und Verschleißfestigkeit durch Verbessern der thermischen Festigkeit und mechanischen Festigkeit einer gesinterten Legierung auf Eisenbasis hat.

[0007] Gemäß einem Aspekt der vorliegenden Erfindung wird eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln geschaffen, die durch Sintern erzeugt wird, wobei die Legierung eine Matrix aufweist, die gewichtsmäßig 0,4–2% Silizium (Si), 2–12% Nickel (Ni), 3–12% Molybdän (Mo), 0,5–5% Chrom (Cr), 0,6–4% Vanadium (V), 0,1–3% Niob (Nb), 0,5–2% Kohlenstoff (C) und den Rest aus Eisen (Fe) enthält, sowie harte Partikel, die in der Matrix in einer Menge von 3–20%, bezogen auf die gesamte Legierung, dispergiert sind. Das harte Partikel umfasst 60–70% Molybdän (Mo), 0,3–1% Bor (B), 0,1% oder weniger Kohlenstoff (C) und Rest aus Eisen (Fe). Wenn eine sehr geringe Menge an Bor, das einen kleineren Atomradius hat, zu den harten Eisenmolybdän-Partikeln hinzugefügt wird, wird die Rundung der harten Partikeln gesteigert. Ferner diffundiert Bor, das unter den Legierungselementen in den harten Partikeln ein hohes Diffusionsvermögen in der Matrix hat, in die Matrix, so dass die Benetzbarkeit des Eisenmolybdäns während des Sinterprozesses verbessert wird. Infolgedessen werden die harten Partikel stabilisiert und fest mit der Matrix auf Eisenbasis verbunden. Die verbesserte Adhäsionseigenschaft zwischen der Matrix und den harten Partikeln resultiert in einer verbesserten Korngrenzenfestigkeit. Dadurch wird verhindert, dass die harten Partikel von der Matrix abfallen, wodurch die thermische und mechanische Festigkeit der gesinterten Legierung auf Eisenbasis verbessert wird. Wenn die Menge an Bor im harten Partikel weniger als 0,3% ist, wird die Adhäsionseigenschaft mit der Matrix nicht zufriedenstellend verbessert. Übersteigt die Menge an Bor 1%, werden die harten Partikel spröde. Durch Verwendung der gesinterten Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln gemäß der Erfindung kann ein Kohlenstoffstahl-Legierungsmaterial mit ausreichend hoher Wärmebeständigkeit und Verschleißfestigkeit erzeugt werden.

[0008] Die vorliegende Erfindung schafft eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln, die eine ausgezeichnete Verschleißfestigkeit auch dann haben, wenn auf die Legierung bei einer hohen Temperatur eine hohe Last aufgebracht wird. Somit kann die Zuverlässigkeit des Produktes verbessert werden.

KURZBESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

[0009] Fig. 1 ist eine geschnittene Teilansicht einer Schlagverschleißprüfmaschine;

[0010] Fig. 2 ist eine graphische Darstellung, welche die Prüfungsergebnisse der Verschleißbeträge zeigt; und

[0011] Fig. 3 ist eine graphische Darstellung, welche die Prüfungsergebnisse der Radialbruchfestigkeit bei hohen Temperaturen zeigt.

DETAILLIERTE BESCHREIBUNG DER ERFINDUNG

[0012] Ein Ausführungsbeispiel der gesinterten Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln gemäß der Erfindung wird nachfolgend unter Bezugnahme auf die Fig. 1 bis Fig. 3 näher beschrieben. Die Einheit "%" in dem Ausführungsbeispiel bezieht sich ohne anderweitige Angabe auf Gewichtsprozent.

[0013] Die gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln umfasst eine Matrix, die aus, auf Basis der Matrix, 0,4–2% Silizium (Si), 2–12% Nickel (Ni), 3–12% Molybdän (Mo), 0,5–5% Chrom (Cr), 0,6–4% Vanadium (V), 0,1–3% Niob (Nb), 0,5–2% Kohlenstoff (C) und dem Rest aus Eisen (Fe) sowie harten Partikeln besteht, die aus, auf der Basis des harten Partikels, 60–70% Molybdän (Mo), 0,3–1% Bor (B), 0,1%

oder weniger Kohlenstoff (C) und den Rest aus Eisen (Fe) bestehen, die in der Matrix in einer Menge von 3–20%, auf der Basis der gesamten Legierung, dispergiert sind.

[0014] Die Menge an Silizium in der Matrix sollte im Bereich von 0,4–2% liegen. Ist die Menge weniger als 0,4%, ist die Adhäsionseigenschaft der Oxidschicht nicht zufriedenstellend. Übersteigt die Menge 2%, wird das Basisrohmaterialpulver hart und spröde, und die Formbarkeit und Verarbeitbarkeit der Legierung werden verschlechtert. Infolgedessen verschlechtern sich die Bearbeitbarkeit und Verschleißfestigkeit der Legierung. Die Siliziummenge liegt daher im Bereich von 0,4–2%, vorzugsweise im Bereich von 0,8–1,4%.

[0015] Liegt die Menge an Nickel im Bereich von 2–12%, wird das Sintern gefördert und die Adhäsionseigenschaft der Oxidschicht verbessert. Nickel löst sich in der Matrix auf Eisenbasis, um die Festigkeit der gesinterten Legierung zu verbessern, wodurch indirekt die Verschleißfestigkeit verbessert wird. Beträgt die Menge an Nickel weniger als 2%, wird die Verschleißfestigkeit nicht zufriedenstellend verbessert. Übersteigt die Menge 12%, erhöht sich die Menge an Austenit, was zu einer schlechten Bearbeitbarkeit führt. Zusätzlich wird der thermische Expansionskoeffizient der Matrix höher und eine permanente Dehnung wird während der Wärmeyklen in einem Motor aufgebaut, so dass der aus der Legierung hergestellte Ventil Sitz dazu tendiert, sich abzulösen. Die Menge an Nickel liegt daher im Bereich von 2–12%, vorzugsweise im Bereich von 5–8%.

[0016] Liegt die Menge an Molybdän (Mo) im Bereich von 3–12%, wird eine Oxidschicht mit einer Selbstschmierung erzeugt, was eine Verbesserung der Verschleißfestigkeit insbesondere bei niedrigen Temperaturen zur Folge hat. Ist die Menge weniger als 3%, wird der obige Effekt nicht zufriedenstellend erreicht. Übersteigt die Menge 12%, wird unvorteilhafterweise eine zu hohe Menge an Carbiden gebildet, was eine schlechte Bearbeitbarkeit und eine schlechte Oxidationsfähigkeit zur Folge hat. Die Menge an Molybdän liegt daher im Bereich von 3–12% und vorzugsweise im Bereich von 4–8%.

[0017] Liegt die Menge an Chrom im Bereich von 0,5–5%, wird eine dichte Oxidschicht gebildet, was die Verbesserung der Oxidationsfestigkeit zur Folge hat. Liegt die Menge unter 0,5%, wird der obige Effekt nicht zufriedenstellend erreicht. Liegt die Menge über 5%, wird unvorteilhafterweise eine zu hohe Menge an Carbiden gebildet, was eine schlechte Bearbeitbarkeit zur Folge hat. Zusätzlich tendiert Chrom dazu, mit Kohlenstoff zu reagieren, um Carbide zu bilden. Liegt Chrom in der Form von metallischem Chrom (Cr) vor oder wird eine Eisen-Chrom-Verbindung (Fe_mCr_n) mit einem Rohmaterial gemischt, bildet das Chrom eher Carbide als dass es in die Matrix diffundiert. Um den Effekt von Chrom vollständig zu erreichen, kann ein Rohmaterialpulver verwendet werden, in dem Chrom (Cr) vorlegiert ist. Die Menge an Chrom liegt daher im Bereich von 0,5–5% und vorzugsweise im Bereich von 0,7–3%.

[0018] Liegt die Menge an Vanadium im Bereich von 0,6–4%, werden die Härte und Festigkeit der Matrix bei hohen Temperaturen verbessert, und somit wird die Verschleißfestigkeit der Legierung verbessert. Liegt die Menge unter 0,6%, wird der obige Effekt nicht zufriedenstellend erreicht. Zusätzlich wird die Legierung signifikant durch eine Ausscheidungshärtung gehärtet, und der Anlassentfestigungswiderstand daher nicht zufriedenstellend erreicht. Liegt die Menge über 4%, wird unvorteilhafterweise eine zu hohe Menge an Carbiden gebildet, was eine schlechte Bearbeitbarkeit und eine schlechte Oxidationsbeständigkeit zur Folge hat. Da der Atomradius von Molybdän (Mo) und Vanadium (V) groß ist, können diese Elemente nicht leicht in die Matrix diffundieren. Um zur Bildung feiner Carbide und intermetallischer Verbindungen eine ausreichende Menge an Molybdän (Mo) und Vanadium (V) in der Matrix zu lösen, kann ein Rohmaterialpulver verwendet werden, in dem Molybdän (Mo) und Vanadium (V) vorlegiert sind. Die Menge an Vanadium liegt daher im Bereich von 0,6–4% und vorzugsweise im Bereich von 0,7–3,2%.

[0019] Liegt die Menge an Niob unter 0,1%, wird die Festigkeit bei hohen Temperaturen nicht zufriedenstellend verbessert. Liegt die Menge über 3%, wird eine zu große Menge an Carbiden gebildet, was zu einer schlechten Bearbeitbarkeit führt. Die Menge an Niob liegt daher im Bereich von 0,1–3% und vorzugsweise im Bereich von 0,3–1%.

[0020] Liegt die Menge an Kohlenstoff im Bereich von 0,5–2%, reagiert der Kohlenstoff mit Molybdän, Vanadium und Chrom, um Carbide zu bilden, was zu der Verbesserung der Verschleißfestigkeit führt. Liegt die Menge unter 0,5%, wird Ferrit (α feste Lösung) gebildet und die Verschleißfestigkeit der Legierung verringert. Liegt die Menge über 2%, wird eine zu große Menge an Martensit und Carbiden gebildet, was eine schlechte Bearbeitbarkeit verursacht, und die Legierung wird spröde. Die Menge an Kohlenstoff kann dadurch bestimmt werden, dass die Menge an Nickel, Chrom, Molybdän und Vanadium und die Menge und Art der harten Partikel derart gewählt wird, dass Ferrit, Martensit und Carbide nicht übermäßig gebildet werden.

[0021] Die in der Matrix dispergierten harten Partikel verbessern die Festigkeit der Legierung durch eine Dispersionsverfestigung. Die Legierungselemente in den harten Partikeln diffundieren während des Sinterns von diesen in die Matrix, um Hochlegierungsphasen um die harten Partikeln herum zu bilden, was zu der bedeutenden Verbesserung der Verschleißfestigkeit führt. Die Menge der harten Partikel, die der Matrix zugeführt werden, liegt vorzugsweise im Bereich von 3–20%, basierend auf der gesamten Legierung. Liegt die Menge unter 3%, wird die Verschleißfestigkeit nicht zufriedenstellend verbessert. Liegt die Menge über 20%, wird die Verschleißfestigkeit nicht im Verhältnis zur Menge der der Matrix hinzugefügten harten Partikeln verbessert, so dass die Kosten des Endprodukts höher werden können, ohne dass ein weiterer Vorteil für das Produkt selbst erzielt wird. Zusätzlich wird die Legierung härter und spröder, was zu einer verringerten Festigkeit und schlechteren Bearbeitbarkeit führt. Wenn die hinzugefügte Menge an harten Partikeln erhöht wird, besteht die Tendenz, dass die Abnutzung des entsprechenden Ventils erhöht wird. Aus den vorstehenden Gesichtspunkten ist es nicht vorteilhaft, wenn die Menge an harten Partikeln 20% übersteigt. Um eine vernünftige Formbarkeit während der Herstellung zu erhalten und die harten Partikel in andere Rohmaterialpulver während des Mischens zu dispergieren, werden vorzugsweise harte Partikel verwendet, die eine sphärische Form haben, die mittels eines Atomisierungsverfahrens oder eines Sprühtrocknungsverfahrens gebildet wird. Die Rundung der harten Partikel wird durch die Hinzugabe von Bor zu den harten Partikeln verbessert.

[0022] Die harten Partikel bestehen aus 60–70% Molybdän sowie Eisen als Rest. Die harten Partikel werden als harte Eisenmolybdänpartikel gebildet und in die Matrix dispergiert, was zu der Verbesserung der Verschleißfestigkeit führt. Bor hat einen kleineren Atomradius und wird den harten Eisenmolybdänpartikeln in einer Menge im Bereich von 0,3–1% zugeführt. Während des Sinterns diffundiert jedes Legierungselement in den harten Partikeln, insbesondere Bor, in die Matrix, was zu der Verbesserung der Benetzbarkeit der harten Eisenmolybdänpartikel mit der Matrix führt. Die harten Partikel werden damit stabilisiert und haften fest an der Matrix. Durch die Verbesserung der Adhäsionseigenschaften der Matrix und der harten Partikeln wird die Korngrenzenfestigkeit verbessert. Liegt die Menge an Bor in den harten Partikeln unter 0,3%, werden die Adhäsionseigenschaften der harten Partikeln mit der Matrix nicht zufriedenstellend verbessert. Liegt die Menge über 1%, werden die harten Partikel spröde. Übersteigt die Menge an Kohlenstoff 0,1%, werden die harten Partikel härter und spröde. Die Menge an Kohlenstoff sollte daher 0,1% oder weniger betragen. Vorzugsweise bestehen die harten Partikel eher aus intermetallischen Verbindungen als aus Carbiden. Die Menge an Kohlenstoff, die in den harten Partikeln enthalten ist, kann jedoch aufgrund der Herstellungsverfahren nicht unter ein bestimmtes Niveau abgesenkt werden. In der vorliegenden Erfindung wird die zulässige Menge an Kohlenstoff, die in den harten Partikeln als Verunreinigung enthalten ist, auf 0,1% oder weniger festgelegt, wobei diese Menge so gesteuert wird, dass sie so klein wie möglich ist.

[0023] Die gesinterte Legierung auf Eisenbasis gemäß der erfindungsgemäßen Ausführungsform enthält wenigstens ein Festschmiermittel, das aus der Gruppe ausgewählt ist, die aus Fluoriden wie beispielsweise Lithiumfluorid (LiF), Kalziumfluorid (CaF_2) und Bariumfluorid (BaF_2), Nitriden wie beispielsweise Siliziumnitrid (Si_3N_4) und Bornitrid (BN), Sulfiden wie beispielsweise Mangansulfid (MnS), Molybdändisulfid (MoS_2) und Wolframdisulfid (WS_2) in einer Menge im Bereich von 1–20% auf der Basis der gesamten Legierung besteht. Das Festschmiermittel ist in der Matrix zusammen mit den harten Partikeln dispergiert. Das Festschmiermittel, das in einem Gleitbereich eines Ventilsitzes positioniert ist, erfährt eine Scherkraft, und der Verschleiß zwischen den harten Partikeln und der gegenüberliegenden Seite, der durch direkten Kontakt verursacht wird, wird reduziert, was zur Verringerung des Verschleißbetrages der gesinterten Legierung auf Eisenbasis führt. Das Festschmiermittel, das aus Fluorid, Nitrid oder Sulfid besteht, wird nicht zersetzt und reagiert nicht mit dem Matrixmaterial, und das Schmiervermögen wird auch bei einer hohen Temperatur aufrechterhalten, wodurch der Verschleiß der gesinterten Legierung auf Eisenbasis verhindert wird, wenn die Legierung erwärmt wird. Die Halteeigenschaft des Festschmiermittels kann verbessert werden, wenn ein Festschmiermittel mit einem relativ niedrigen Schmelzpunkt verwendet wird, das aus Lithiumfluorid, Kalziumfluorid, Bariumfluorid, Siliziumnitrid, Bornitrid, Mangansulfid, Molybdändisulfid und Wolframdisulfid ausgewählt wird. Damit wird verhindert, dass das Festschmiermittel aus der Matrix ausfällt. Wird beispielsweise ein Ventilsitz auf Temperaturen im Bereich von 200–600° in einem Motor erwärmt, findet keine Zersetzung des Festschmiermittels in diesem Temperaturbereich statt. Die Eigenschmiereigenschaften werden somit aufrechterhalten, und die gesinterte Legierung auf Eisenbasis weist eine ausgezeichnete Verschleißfestigkeit in diesem hohen Temperaturbereich auf. Mit der erfindungsgemäßen gesinterten Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln kann ein Kohlenstoffstahllegierungsmaterial mit ausgezeichneter thermischer Festigkeit und Verschleißfestigkeit hergestellt werden. Zusätzlich können die thermische Festigkeit und die mechanische Festigkeit der gesinterten Legierung auf Eisenbasis verbessert werden, ohne dass eine zweite Behandlung wie beispielsweise eine Kupferfiltration ausgeführt werden muss, was zu einer Verringerung der Produktionskosten führt.

[0024] Während der Herstellung der gesinterten Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln wird ein Vorlegierungspulver, das – auf der Basis des Vorlegierungspulvers – 0,4–2,5% Silizium (Si), 1–4% Molybdän (Mo), 0,5–5% Chrom (Cr), 1–5% Vanadium (V), 0,1–3% Niob (Nb), 0,8% oder weniger Kohlenstoff (C) und Eisen (Fe) als Rest umfasst, mit zusätzlichem Rohmaterialpulver gemischt, wodurch ein Basisrohmaterialpulver hergestellt wird, das – auf der Basis des Basisrohmaterialpulvers – 0,4–2% Silizium (Si), 2–12% Nickel (Ni), 3–12% Molybdän (Mo), 0,5–5% Chrom (Cr), 0,6–4% Vanadium (V), 0,1–3% Niob (Nb), 0,5–2% Kohlenstoff (C) und Eisen (Fe) als Rest umfasst.

[0025] Das Vorlegierungspulver wird vorteilhafterweise verwendet, um eine Mikrostruktur zu erhalten, in der Silizium, Molybdän, Chrom, Vanadium und Niob einheitlich in der Matrix gelöst oder dispergiert sind. Wird Chrom als Element zugeführt, reagiert es mit Kohlenstoff im zusätzlichen Rohmaterialpulver, um harte Carbide zu bilden, die schlechte Adhäsionseigenschaften mit der Matrix haben. Vorzugsweise wird Chrom im Voraus im Vorlegierungspulver gelöst. Werden Vanadium und Niob als Element hinzugefügt, reagieren sie in gleicher Weise mit Kohlenstoff oder Stickstoff im zusätzlichen Rohmaterialpulver, um harte Carbide oder Nitride zu bilden. Vorzugsweise werden Vanadium und Niob im Voraus im Vorlegierungspulver gelöst. Zusätzlich wird vorzugsweise Silizium im Vorlegierungspulver im Voraus gelöst, um Silizium einheitlich in der Matrix zu dispergieren. Andererseits ist ein Teil von Molybdän vorzugsweise im zusätzlichen Rohmaterialpulver enthalten, und die gesamte Menge an Nickel ist vorzugsweise im zusätzlichen Rohmaterialpulver enthalten. Das Vorlegierungspulver fördert die Ferritformation, was zur Verbesserung der Formbarkeit des Produktes führt. Bei der vorliegenden Ausführungsform ist die durchschnittliche Korngröße des Vorlegierungspulvers 149 µm oder kleiner.

[0026] Enthält das Vorlegierungspulver eine große Menge an Silizium, Molybdän, Chrom, Vanadium, Niob und Nickel, wird die Matrix hart, und die Formbarkeit wird signifikant verringert. Daher wird der Rest der erforderlichen Menge eines jeden Elements, das nicht im Vorlegierungspulver enthalten ist, mit dem Vorlegierungspulver als zusätzliches Rohmaterialpulver (reine Metallpulver oder Legierungspulver) gemischt. Beispiele des zusätzlichen Rohmaterialpulvers enthalten metallische Nickelpulver, Carbonylnickelpulver, metallische Molybdänpulver und Graphitpulver. Bei der vorliegenden Ausführungsform wird ein feines reines metallisches Pulver unter 325 Mesh (44 µm) als zusätzliches Rohmaterialpulver verwendet.

[0027] Ein Basisrohmaterialpulver aus Fe-Mo-Cr-V-Nb oder Fe-Mo-Cr-V-Nb-Ni wird erhalten, indem das Vorlegierungspulver und das zusätzliche Rohmaterialpulver gemischt werden. Die Zusammensetzung des sich ergebenden gemischten Pulvers und der Matrix der gesinterten Legierung auf Eisenbasis kann durch Einstellen des Mischverhältnisses des Vorlegierungspulvers zum zusätzlichen Rohmaterialpulver bestimmt werden, und das Verhältnis wird in der erforderlichen Weise spezifiziert. Speziell liegt das Mischverhältnis des Vorlegierungspulvers zum zusätzlichen Rohmaterialpulver vorzugsweise im Bereich von 3:2 zu 18:1. Liegt das Mischverhältnis unter 3:2, tendiert ein Element, das im zusätzlichen Rohmaterialpulver enthalten ist, dazu, mit Kohlenstoff zu reagieren, so dass eine übermäßig große Menge an Carbiden gebildet wird. Liegt das Mischverhältnis über 18:1, wird die Legierung aufgrund des Fehlens des zusätzlichen Rohmaterialpulvers spröde. Sind Vanadium und Silizium im Basisrohmaterialpulver enthalten, wird eine dichte Oxidschicht einheitlich gebildet und damit der Reibungskoeffizient des Gleitbereiches abgesenkt. Es kann daher eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln erhalten werden, die eine ausgezeichnete Verschleiß-eigenschaft hat.

[0028] Als Nächstes wird das Basisrohmaterialpulver einheitlich mit den harten Partikeln (3–20%) gemischt, enthaltend 60–70% Molybdän (Mo), 0,3–1% Bor (B), 0,1% oder weniger Kohlenstoff (C), und Eisen (Fe) als Rest, und wenigstens ein Festschmiermittel (1–20%), das aus der Gruppe ausgewählt ist, die aus Lithiumfluorid (LiF), Kalziumfluorid (CaF₂), Bariumfluorid (BaF₂), Siliziumnitrid (Si₃N₄), Bornitrid (BN), Mangansulfid (MnS), Molybdändisulfid (MoS₂) und Wolframdissulfid (WS₂) besteht, wodurch ein gemischtes Pulver hergestellt wird. In diesem Fall wird das gemischte Pulver durch Mischen von – auf der Basis des gemischten Pulvers (der gesamten Legierung) – 60–96 Gew.% des Basisrohmaterialpulvers (Matrix), 3–20 Gew.% der harten Partikel und 1–20 Gew.% des Festschmiermittels hergestellt. Wird das Festschmiermittel nicht dem gemischten Pulver zugefügt, wird das gemischte Pulver durch Mischen von 3–20 Gew.% der harten Partikel und dem Rest des Basisrohmaterialpulvers hergestellt. Um eine bessere Formbarkeit und Herauslöseeigenschaft aus einer Form zu erreichen, kann ein Stearat (beispielsweise Zinkstearat), das als Form-Schmiermittel dient, dem gemischten Pulver in einer Menge von ungefähr 5 Gew.% – auf der Basis von 100 Gew.% des gemischten Pulvers – zugefügt werden.

[0029] Nachfolgend wird das resultierende gemischte Pulver gepresst, um einen Grünpressling zu bilden, und der sich ergebende Grünpressling wird zum Entwachsen erwärmt. Nach dem Entwachsungsprozess wird der Grünpressling gesintert, um eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten Hartpartikeln zu bil-

den. Das gemischte Pulver wird mittels eines Pressverfahrens unter Verwendung einer bekannten Form oder ähnlichem gepresst. Hierbei wird ein Druck von ungefähr 600–700 MPa verwendet, und die Dichte des sich ergebenden Grünpresslings beträgt vorzugsweise 6,0 g/cm³ oder mehr. Der Grünpressling wird auf Temperaturen im Bereich von 450–750°C erwärmt, um Bindemittel zu verdampfen, das im Grünpressling enthalten ist. Die Erwärmungsperiode kann entsprechend dem Typ und der Menge an Bindemittel gewählt werden. Der entwachste Grünpressling wird bei beispielsweise 1140 bis 1200°C für 0,5 bis 2 Stunden gesintert. Der Sinterprozess wird vorzugsweise im Vakuum oder einer Mischgasatmosphäre aus N₂ und H₂ durchgeführt. Für das Sinterverfahren gibt es keine spezielle Limitierung. Beispiele für das Sinterverfahren umfassen druckloses Sintern, Hochdrucksintern, HIP (isostatisches Heizpressen – Hot Isostatic Pressing) und HP (Heißpressen – Hot Pressing). Der sich ergebende gesinterte Pressling wird einer Temperierung unterzogen, um Restspannungen zu entfernen, wodurch die Härte und Festigkeit bei hohen Temperaturen verbessert werden kann. Das Tempern wird bei Temperaturen im Bereich von 500–700°C für 0,5 bis 2 Stunden ausgeführt.

BEISPIELE

[0030] Die gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln gemäß der Erfindung wird als Nächstes unter Bezugnahme auf die Beispiele beschrieben. Die Beispiele 1 bis 6 beziehen sich auf Auspuffventilsitze eines Automotors, in dem die vorliegende Erfindung angewendet wird, und die Vergleichsbeispiele 7 und 8 beziehen sich auf Auspuffventilsitze gemäß dem Stand der Technik. Tabelle 1 zeigt die Zusammensetzung der Matrix in Gewichts-% und die Rohmaterialien der harten Partikel und das Festschmiermittel für die Beispiele 1 bis 6 und die Vergleichsbeispiele 7 und 8. Die Markierung "X" in Tabelle 1 gibt an, dass der Rest der Zusammensetzung der Matrix mit Ausnahme unvermeidbarer Verunreinigungen im Wesentlichen Eisen (Fe) ist.

Tabelle 1

Bei- spiel	Zusammensetzung (Gew.%)								Hartes Partikel	Fest- schmier- mittel
	Fe	Si	Cr	Mo	V	Ni	Nb	C		
1	X	1	1	5	3	7	0.5	0.8	FeMoB	CaF ₂
2	X	1	1	5	3	7	0.5	1	FeMoB	CaF ₂
3	X	0.4	0.5	3	0.6	3	0.5	0.8	FeMoB	CaF ₂
4	X	0.4	1	5	3	7	0.5	0.8	FeMoB	CaF ₂
5	X	1	1	5	3	7	3	2	FeMoB	CaF ₂
6	X	1.4	3	5	3	7	0.5	0.8	FeMoB	CaF ₂
7	X	1	1	5	3	7	-	0.8	FeMo	CaF ₂
8	X	0.8	1	3	3	4	0.5	0.8	FeMo	CaF ₂

[0031] In den Beispielen 1 bis 6 wurde ein Eisenpulver, das als Vorlegierungspulver dient, das eine Partikelgrößenverteilung mit einer Spitze im Bereich von 150–200 Mesh (104 µm–74 µm) hat und 2% Molybdän (Mo), 0,5–3% Chrom (Cr), 0,4–1,4% Silizium (Si), 0,6–3% Vanadium (V), 0,5–3% Niob (Nb) umfasst, mit Carbonylnickel, Molybdän (Mo) und Graphitpulvern unter 325 Mesh (44 µm) gemischt, die als zusätzliches Rohmaterialpulver dienen, wodurch Basisrohmaterialpulver hergestellt wurden, welche die in Tabelle 1 gezeigten Zusammensetzungen haben.

[0032] Das Basisrohmaterialpulver wurde mit Eisenmolybdänpulver gemischt, das als harte Partikel dient, die aus 60,87% Molybdän (Mo), 0,89% Bor (B), 0,05% Kohlenstoff (C) und dem Rest aus Eisen (Fe) und Kalziumfluorid(CaF₂)-Pulver besteht, das als Festschmiermittel dient, wodurch ein gemischtes Pulver hergestellt wurde. Es wurden die harten Partikel unter 200 Mesh (74 µm) und mit einer Partikelgrößenverteilung mit einer Spitze bei 325 Mesh (44 µm) verwendet. Es wurde das Festschmiermittel mit einer Partikelgrößenverteilung mit einer Spitze im Bereich von 325–400 Mesh (44 µm–38 µm) verwendet. Die Zusammensetzung der sich ergebenden gemischten Pulver war 63–82,4% des Vorlegierungspulvers, 3–12% des Carbonylnickelpulvers, 1–10% des Molybdänpulvers, 0,6–2% des Graphitpulvers, 10% des Fe-Mo-B-Pulvers und 3% des Festschmiermittels.

[0033] Dem gemischten Pulver wurde 0,5% Zinkstearat zugegeben, das als Bindemittel dient, und das sich ergebende gemischte Pulver wurde mit einem Druck von 6,5 t/cm² gepresst, um einen Grünpressling zu bilden. Der Grünpressling wurde auf 650°C für eine Stunde zum Entwachsen erwärmt, und der entwachsene Grünpressling wurde zwei Stunden lang bei 1180°C gesintert. Der gesinterte Pressling wurde durch Kühlen mit Gas abgeschreckt, und der abgeschreckte Pressling wurde bei 500°C getempert. Letztlich wurde der getemperte Pressling bearbeitet, um einen Ventilsitz vorbestimmter Größe für Testzwecke zu formen.

[0034] Andererseits wurde gemäß dem Vergleichsbeispiel 7 ein Eisenpulver, das als Vorlegierungspulver dient (wobei es kein Niob (Nb) enthielt) und 2% Molybdän (Mo), 1% Chrom (Cr), 1% Silizium (Si) und 3% Vanadium (V) aufwies, mit Carbonylnickel, Molybdän (Mo) und Graphitpulver unter 325 Mesh (44 µm) gemischt, wodurch ein Basisrohmaterialpulver mit der in Tabelle 1 gezeigten Zusammensetzung hergestellt wurde. Im Vergleichsbeispiel 8 wurde ein Basisrohmaterialpulver mit der in Tabelle 1 gezeigten Zusammensetzung aus den gleichen Rohmaterialien hergestellt, wie sie in den Beispielen 1–6 verwendet wurden. In den Vergleichsbeispielen 7 und 8 wurde, im Unterschied zu den Beispielen 1–6, ein als harte Partikel dienendes Eisenmolybdänpulver verwendet, das aus 60,87% Molybdän (Mo), 0,05% Kohlenstoff (C) und dem Rest aus Eisen (Fe) (ohne Bor (B)) besteht. Die Matrixrohmaterialien wurden mit den harten Partikeln und den gleichen Festschmiermitteln wie in den Beispielen 1–6 gemischt, um gemischte Pulver herzustellen. Das gleiche Verfahren wie in den Beispielen 1–6 wurde wiederholt, um Ventilsitze gemäß den Vergleichsbeispielen 7 und 8 zu Testzwecken herzustellen.

[0035] Ein Verschleißfestigkeitstest wurde an den Teststücken der Beispiele 1–6 und den Vergleichsbeispielen 7 und 8 ausgeführt, indem eine in **Fig. 1** gezeigte Schlagverschleißtestmaschine verwendet wurde. Der Test wurde unter folgenden Bedingungen ausgeführt; Umdrehungszahl: 2500 U/min, Testzeit: 5 Stunden; dies simuliert die tatsächlichen Betriebsbedingungen eines Auspuffventilsitzes. Ein Ventil wurde aus Stellite #12 durch Sickenbildung geformt.

[0036] Wie in **Fig. 1** gezeigt, weist die Schlagverschleißtestmaschine Brennelemente **1** und **2**, eine Brennkammer **3**, einen am Boden der Brennkammer **3** angeordneten Ventilsitzhalter **10**, einen als Teststück dienenden Ventilsitz **5**, der durch den Ventilsitzhalter **10** gehalten wird, Sensoren **6** und **7**, die am Ventilsitz **5** befestigte Thermolemente darstellen, ein Ventil **4**, das sich in vertikaler Richtung durch den Ventilsitz **5** und eine Ventilfehrung **8** hindurch hin und her bewegt, und einen sich durch die Testmaschine hindurch erstreckenden Kühlwasserkanal **9** auf. Die Temperatur des Ventilsitzhalters **10** wird durch das Kühlwasser gesteuert. Das Ventil **4** bewegt sich durch die Rotation einer Kurbelwelle **13** vertikal hin und her. Die Schlagverschleißtestmaschine weist ferner eine durch einen (nicht gezeigten) Servomotor angetriebene Antriebswelle **15**, ein Antriebszahnrad **16**, ein Planetenrad **17** und ein angetriebenes Zahnrad **18** auf, wodurch das Ventil **4** zum Rotieren gebracht wird.

[0037] Ein Ventilsitz (Teststück) **5** wurde am Ventilsitzhalter **10** in der Schlagverschleißtestmaschine befestigt, und der durch die Ventilfehrung **8** gestützte obere Abschnitt des Ventils **4** wurde mit dem Ventilsitz in Kontakt gebracht. Die Flamme wurde von den Brennelementen **1** und **2** nach unten gegen das Ventil **4** gerichtet. Das Ventil **4** wurde durch die Drehung der Kurbelwelle **13** vertikal hin und her bewegt. Der Test wurde ausgeführt, während die Temperatur des Ventilsitzes **5** und des Ventils **4** auf 350°C eingestellt wurde. Um die Verschleißfestigkeit auszuwerten, wurde die Breite der Kontaktfläche des Ventilsitzes **5** und des Ventils **4** mit einem Faktor von 500 in vertikaler Richtung vergrößert, und der Verschleißbetrag wurde mittels einer (nicht gezeigten) Formmessvorrichtung ausgewertet. **Fig. 2** ist eine graphische Darstellung, die den Verschleißbetrag (µm) zeigt, der durch die Änderung der Breite der Kontaktfläche des Ventilsitzes **5** und des Ventils **4** vor und nach dem Schlagverschleißtest bestimmt wurde.

[0038] Wie aus **Fig. 2** offensichtlich hervorgeht, ist die Verschleißfestigkeit in den Beispielen 1–6 deutlich verbessert, in denen die Bor enthaltenden harten Eisenmolybdänpartikel in der gesinterten Legierung auf Eisenbasis dispergiert sind, die eine Matrix mit Silikon, Nickel, Molybdän, Chrom, Vanadium und Niob aufweist, verglichen mit der Verschleißfestigkeit in den Vergleichsbeispielen 7 und 8, in denen harte Eisenmolybdänpartikel verwendet werden, die kein Bor aufweisen. Der Grund dafür liegt darin, dass die Adhäsionseigenschaft zwischen den harten Partikeln und der Matrix durch die Zufügung von Bor in die harten Partikel verbessert und das Ausfallen der harten Partikel aufgrund der Beaufschlagung bei hohen Temperaturen unterdrückt wurde. Gemäß den Testergebnissen hat der Ventilsitz **5**, der aus der gesinterten Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln gemäß der vorliegenden Erfindung hergestellt wurde, eine wesentlich verbesserte Verschleißfestigkeit, verglichen mit den Ventilsitzen des Standes der Technik.

[0039] Als Nächstes wurde die radiale Bruchfestigkeit (MPa) der Ventilsitze gemäß den Beispielen und Vergleichsbeispielen bei einer hohen Temperatur mittels einer (nicht gezeigten) Hochtemperaturmaterialtestvorrichtung ausgewertet. Ein ringförmig gebildeter Ventilsitz wurde mittels einer (nicht gezeigten) Aufspannvorrichtung gehalten, und eine Last wurde auf den Ventilsitz aufgebracht. Die Temperatur wurde während des Test bei 500°C gehalten. Die aufgebrachte Last wurde graduell erhöht, und die Last, bei der im Ventilsitz ein Bruch erzeugt wurde, wurde für jedes Beispiel zweimal bestimmt. Der Durchschnitt der Messungen ist als Testresultate in **Fig. 3** gezeigt. Wie aus **Fig. 3** klar hervorgeht, zeigen die Beispiele 1–6, in denen harte Eisenmolybdänpartikel mit Bor verwendet werden, eine höhere radiale Bruchfestigkeit, verglichen mit den Vergleichsbeispielen 7 und 8, in denen harte Eisenmolybdänpartikel verwendet werden, die kein Bor enthielten. Gemäß den Testresultaten hat der Ventilsitz, der aus der gesinterten Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln gemäß der vorliegenden Erfindung hergestellt wurde, eine verbesserte radiale Bruchfestigkeit bei hoher Temperatur sowie die Verschleißfestigkeit, verglichen mit den Ventilsitzen gemäß dem Stand der Technik. Es ist jedoch zu beachten, dass der Gehalt an Bor nicht auf 0,89% begrenzt ist und ähnliche Ergebnisse erreicht werden, wenn der Borgehalt im Bereich von 0,3–1% war.

[0040] Es ist zu beachten, dass die vorliegende Erfindung nicht auf die vorstehend beschriebenen Ausführungsformen beschränkt ist und auch bei anderen Ausführungsformen verwendet werden kann sowie innerhalb des Schutzzumfangs der Ansprüche liegende Modifikationen umfasst. Innerhalb der Erfindung liegt es, eine gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln zu schaffen, die aus einem gemischten Pulver ohne Festschmiermittel hergestellt und durch einheitliches Mischen einer Matrix mit harten Partikeln gebildet wird. Es kann ein anderes Festschmiermittel als Lithiumfluorid, Kalziumfluorid, Bariumfluorid, Siliziumnitrid, Bornitrid, Mangansulfid, Molybdändisulfid und Wolframdisulfid verwendet werden. Andere Materialien können zur vorliegenden Matrix oder den vorliegenden harten Partikeln hinzugefügt werden, so lange die Wirkung der Erfindung (d. h. die Verbesserung der Benetzbarkeit der harten Eisenmolybdänpartikel durch Bor) nicht signifikant verhindert wird. Zusätzlich können die Komponenten der gesinterten Legierung auf Eisenbasis wie beispielsweise die Matrix, die harten Partikel und das Festschmiermittel, Verunreinigungen enthalten, die während oder nachdem Herstellprozess unvermeidbar enthalten sind. In der vorliegenden Erfindung sind die unvermeidbaren Verunreinigungen in der Zusammensetzung der gesinterten Legierung auf Eisenbasis nicht aufgelistet.

[0041] Die vorliegende Erfindung kann angemessen bei einer Komponente wie beispielsweise einem Ventilsitz für einen Automotor verwendet werden, der hohen thermischen und mechanischen Belastungen ausgesetzt ist.

Patentansprüche

1. Gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln, enthaltend: eine Matrix, welche, nach Gewicht, 0,4–2% Silizium (Si), 2–12% Nickel (Ni), 3–12% Molybdän (Mo), 0,5–5% Chrom (Cr), 0,6–4% Vanadium (V), 0,1–3% Niob (Nb), 0,5–2% Kohlenstoff (C) und den Rest aus Eisen (Fe) aufweist; und harte Partikel, die in der Matrix in einer Menge dispergiert sind, die im Bereich von 3–20% auf der Basis der gesamten Legierung liegt, wobei das harte Partikel 60–70% Molybdän (Mo), 0,3–1% Bor (B), 0,1% oder weniger Kohlenstoff (C) und den Rest aus Eisen (Fe) umfasst, wobei die gesinterte Legierung auf Eisenbasis durch Sintern der die harten Partikel enthaltenden Matrix hergestellt wird.
2. Gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln nach Anspruch 1, wobei die harten Partikel in der Form eines sphärischen Pulvers gemischt sind, das an der Matrix anhaftet.
3. Gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln nach Anspruch 1 oder 2, welche ferner wenigstens ein Festschmiermittel umfasst, das aus der Gruppe ausgewählt ist, die aus Fluorid, Nitrid und Sulfid besteht, in einer Menge im Bereich von 1–20%.
4. Gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln nach Anspruch 3, wobei das Festschmiermittel wenigstens eines aus der Gruppe ist, die aus Lithiumfluorid (LiF), Kalziumfluorid (CaF₂), Bariumfluorid (BaF₂), Siliziumnitrid (Si₃N₄), Bornitrid (BN), Mangansulfid (MnS), Molybdändisulfid (MoS₂) und Wolframdisulfid (WS₂) besteht.
5. Gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln nach Anspruch 1, wobei die Matrix ein Vorlegierungspulver enthält, das 0,4–2,5% Silizium (Si), 1–4% Molybdän (Mo), 0,5–5% Chrom (Cr), 1–5% Vanadium (V), 0,1–3% Niob (Nb), 0,8% oder weniger Kohlenstoff (C) und den Rest aus Eisen (Fe) umfasst.

6. Gesinterte Legierung auf Eisenbasis mit dispergierten harten Partikeln nach Anspruch 5, wobei die das Vorlegierungspulver enthaltende Matrix ein zusätzliches Rohmaterialpulver umfasst, wobei das zusätzliche Rohmaterialpulver wenigstens ein reines Metallpulver oder ein Legierungspulver hiervon ist, das aus der Gruppe ausgewählt ist, das aus Nickelpulver, Carbonylnickelpulver, Molybdänpulver und Graphitpulver besteht, und wobei das Mischverhältnis des Vorlegierungspulvers zum zusätzlichen Rohmaterialpulver in den Bereich von 3:2 zu 18:1 fällt.

Es folgen 3 Seiten Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

Fig. 1

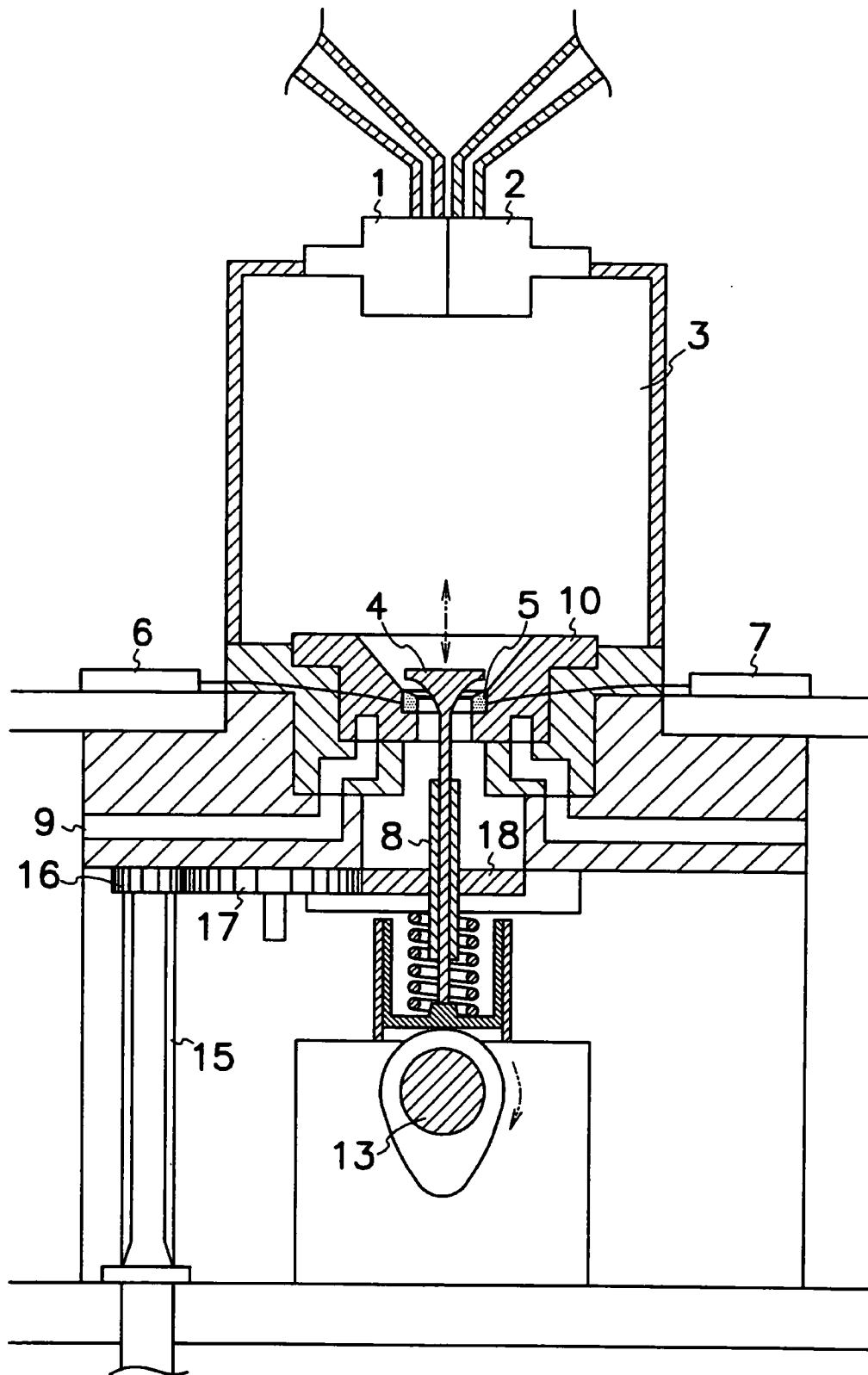


Fig. 2

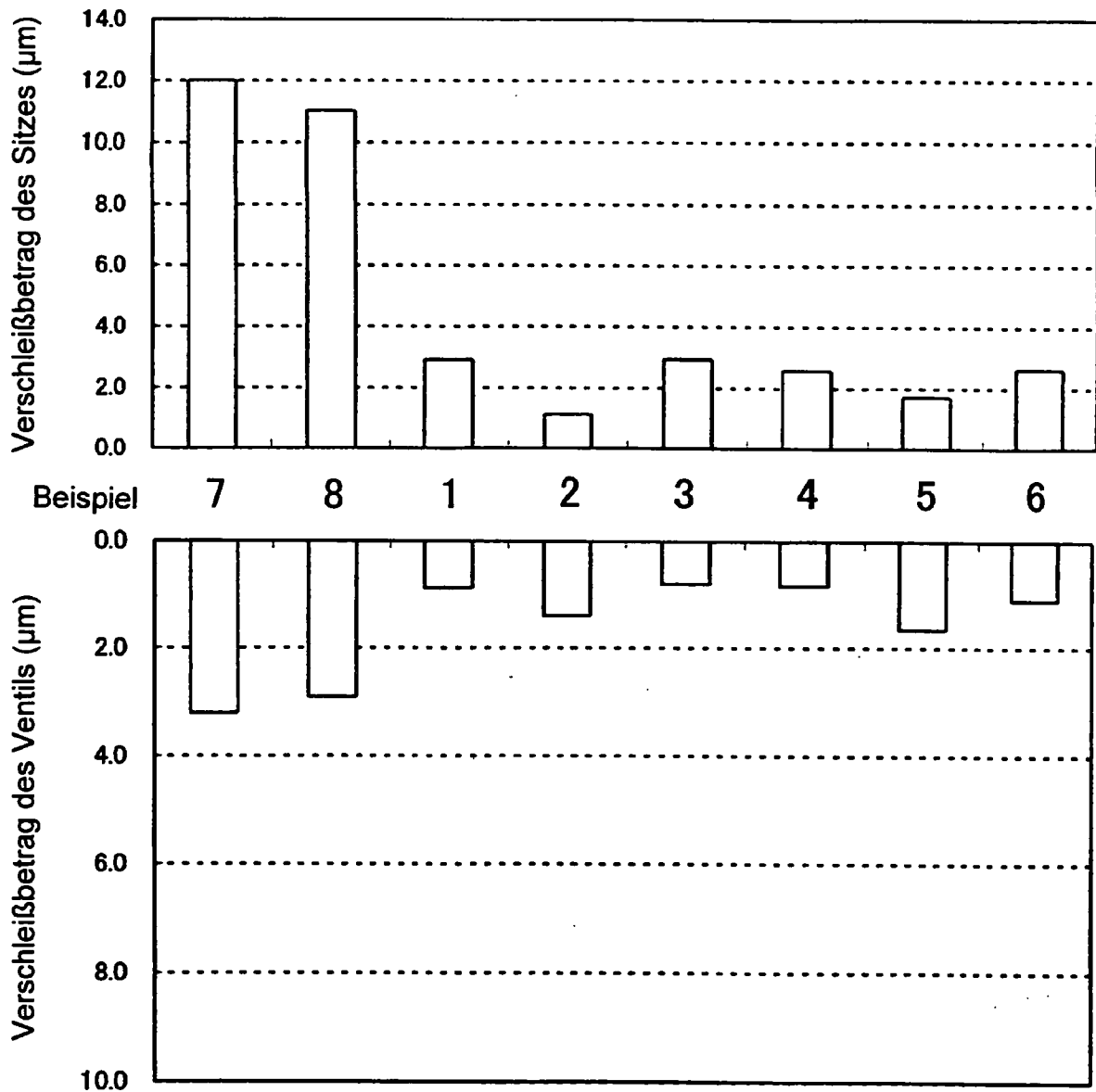


Fig. 3

