



(19)
Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 601 09 528 T2** 2005.09.01

(12)

Übersetzung der europäischen Patentschrift

(97) **EP 1 172 452 B1**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **601 09 528.6**

(96) Europäisches Aktenzeichen: **01 305 357.4**

(96) Europäischer Anmeldetag: **20.06.2001**

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **16.01.2002**

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: **23.03.2005**

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **01.09.2005**

(51) Int Cl.⁷: **C22C 38/12**

C22C 38/10, F01L 3/02

(30) Unionspriorität:

596964 20.06.2000 US

(73) Patentinhaber:

**Alloy Technology Solutions, Inc., Marinette, Wis.,
US**

(74) Vertreter:

**Grünecker, Kinkeldey, Stockmair &
Schwanhäusser, 80538 München**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

DE, FR, GB

(72) Erfinder:

**Liang, Xuecheng, Green Bay, Wisconsin 54313,
US; Strong, Gary R., Menominee, Michigan 49858,
US**

(54) Bezeichnung: **Verschleissbeständige Eisen-legierung**

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99 (1) Europäisches Patentübereinkommen).

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

Beschreibung**HINTERGRUND DER ERFINDUNG**

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft Legierungen auf Eisenbasis mit verbesserter Verschleißbeständigkeit und Warmhärte, und betrifft auch Legierungen auf Eisenbasis, welche primäre intermetallische Verbindungen, wie harte Phasen, enthalten. Solche Legierungen sind insbesondere für Bauteile von Verbrennungskraftmaschinen geeignet, wie Ventileinsätze bzw. Ventilsitzringe etc. Gemäß eines weiteren Gegenstandes, betrifft diese Erfindung Bauteile, welche aus solchen Legierungen hergestellt werden, entweder gegossen oder auftragsgeschweißt. Ein Beispiel ist eine Auftragsschweißung ein Ventil für eine Verbrennungskraftmaschine. Alternativ können Bauteile, welche aus solchen Legierungen hergestellt werden, durch herkömmliche pulvermetallurgische Verfahren hergestellt werden, entweder durch Kaltpressen und Sintern, oder durch Warmpressen bei erhöhten Temperaturen für verschleißbeständige Anwendungen.

[0002] Die Entwicklung von Verbrennungskraftmaschinen mit Trockenbrennstoff und engeren Emissionsstandards für Verbrennungskraftmaschinen für Diesel erfordern bessere verschleißbeständige Legierungen für Anwendungen als ein Ventilsitzring. M2 Werkzeugstahl (gemäß der AISI-Benennung) und Stähle mit viel Kohlenstoff und viel Chrom sind kommerziell erhältliche Legierungen für Ventilsitzringe. Diese Legierungen zeigen jedoch häufig starken Verschleiß in diesen Anwendungen. Stellite® und auf Kobalt basierendes Tribaloy® (® eine registrierte Marke von Deloro Stellite Company Inc.) sind alternative Legierungen, die in diesen Situationen in der Industrie verwendet werden. Leider sind diese Legierungen, aufgrund der hohen Kosten des in den Legierungen enthaltenen Kobalts teuer.

[0003] Eine Erhöhung der Härte der Legierungen auf Eisenbasis kann die Verschleißbeständigkeit von Ventilsitzringen in vielen Fällen effektiv verbessern. Diese Annäherung bzw. dieser Vorschlag erhöht auch die Schwierigkeiten bei dem Bearbeiten und daher die Herstellungskosten von Ventilsitzringen. Es wäre daher wünschenswert, eine Legierung zu besitzen, welche die Warmhärte und Verschleißbeständigkeit bei Arbeitsbedingungen erhöht, um die Bearbeitungsschwierigkeiten zu vermeiden, welche mit herkömmlichen Legierungen mit hoher Härte verbunden sind.

[0004] Viele Patente offenbaren Legierungsstähle oder Legierungen auf Eisenbasis für Werkzeugstähle für verschleißbeständige Anwendungen. U.S. Patent Nr. 4,778,522 und 4,844,024 offenbaren einige Beispiele von verschleißbeständigen Legierungen vom Werkzeugstahltyp, wobei eine bestimmte Menge an Kohlenstoff notwendig ist, um Legierungskarbide für eine bessere Verschleißbeständigkeit zu bilden. Daher ist Kohlenstoff ein wesentliches Element und beträgt normalerweise mehr als 0,1 Gew.-% in diesen Legierungen.

[0005] U.S. Patente Nr. 3,257,178, 3,361,560 und 3,410,732 offenbaren einen anderen Typ von verschleißbeständigen Legierungen, welche intermetallische Verbindungen, wie Laves Phasen, als harte Phasen für verschleißbeständige Anwendungen umfassen. Viele Legierungssysteme, wie W-Ni-Si, Mo-Ni-Si, W-Co-Si und Mo-Cr-Ni-Si, wurden als Schutzüberzüge (U.S. Patent Nr. 3,257,178) überprüft. Legierungen auf Kobaltbasis, bestehend aus 14–30 Gew.-% Molybdän, 6–12 Gew.-% Chrom, 0,5–4 Gew.-% Silizium und wenigstens 50 Gew.-% Kobalt sind in dem U.S. Patent Nr. 3,410,732 offenbart.

[0006] U.S. Patent Nr. 4,933,008 offenbart Sinterlegierungen auf Eisenbasis, bestehend aus einem Matrixpulver eines Hochgeschwindigkeitswerkzeugstahls und einem Hartlegierungspulver. Die zwei Arten von Pulvern wurden miteinander vermischt und gesintert, um verschleißbeständige Legierungen zu bilden. Die Hartlegierungen bestehen aus 0,02–0,2 Gew.-% Kohlenstoff, 3–30 Gew.-% Silizium, 0,05–0,7 Gew.-% Mangan, 10–60 Gew.-% Molybdän, 1–7 Gew.-% Titan, 0,5–2 Gew.-% Bor, 1,0–10 Gew.-% Nickel und Rest Eisen und Verunreinigungen. Die japanische Patentveröffentlichung Nr. 53-112206 offenbart zusätzliche Sinterlegierungen auf Eisenbasis mit Beimischungen von 5–40 Gew.-% Hartlegierung, um die Verschleißbeständigkeit der pulvermetallurgischen Legierung zu erhöhen. Die Hartlegierungen weisen die folgenden chemischen Zusammensetzungen auf: weniger als 0,01 Gew.-% Kohlenstoff, 0,5–1,0 Gew.-% Silizium, weniger als 0,4 Gew.-% Mangan, 10–50 Gew.-% Molybdän und insgesamt weniger als 40 Gew.-% von Nickel, Chrom und/oder Kobalt.

[0007] Diese zwei letzten Referenzen beschreiben das Verfahren zur Herstellung der Legierung durch Zugabe einer bestimmten Menge eines Hartlegierungspulvers zu einer Matrixlegierung, um verschleißbeständige Materialien durch ein pulvermetallurgisches Verfahren herzustellen. Das pulvermetallurgische Verfahren ermöglicht es, viel Molybdän (bis zu 50 Gew.-%) und viel Silizium (bis zu 30 Gew.-%) zu verwenden, um sehr feine Legierungsteilchen zu bilden, ohne dass ein Rissproblem auftritt. Es ist jedoch bei herkömmlichen Gießverfahren sehr schwierig, solche Zusammensetzungen als Gusslegierungen zu verwenden, um Motorbestand-

teile herzustellen, da der Anteil an Silizium und Molybdän in solch einem hohen Maße die Bauteile extrem brüchig macht.

[0008] Es wäre daher vorteilhaft, wenn eine Zusammensetzung auf Eisenbasis für Bauteile für Verbrennungskraftmaschinen entwickelt werden könnte, da diese geringere Kosten im Vergleich mit Nickel- und Kobaltlegierungen aufweisen würde. Eine intermetallische Gusslegierung auf Eisenbasis für verschleißbeständige Anwendungen ist daher sehr wünschenswert. Eine Legierung mit der Fähigkeit zum Ausscheidungshärten bei den Abgasbetriebstemperaturen zur Verbesserung der Lebensdauer von Ventilsitzringen wäre eine weitere deutliche Verbesserung.

[0009] Der Abstract in Bezug auf Database Metadex on-line, Materials Information, The Institute of Metals, London, GB, Strong, G. (Winsert), Database Accession No. 31-5911, XP-002183697 betrifft einen Überblick der Eigenschaften der Materialien von Ventilsitzringen.

[0010] Legierungen auf Eisenbasis, wie solche die in EP-A-0 028 213 offenbart sind, wurden erfunden, die gute Verschleißbeständigkeit aufweisen. Ein Gegenstand der Erfindung umfasst Legierungen, die ein einzigartiges Merkmal der Härtung aufweisen, wenn sie den Betriebstemperaturen in Abgasventilsitzringen ausgesetzt werden, wodurch wiederum die Verschleißbeständigkeit und die Warmhärte der Legierungen verbessert wird. Das Härten der Legierungen wird durch die Steuerung der chemischen Zusammensetzung der Legierungen erzielt, um die Ausscheidung von sekundären intermetallischen Verbindungen bei relativ niedrigen Temperaturen zu unterstützen. Die Legierungen weisen auch eine hohe Gleitverschleißbeständigkeit und hohe Härte bei erhöhten Temperaturen auf, und die Kosten der Legierung sind beträchtlich niedriger als die kommerziell erhältlicher Legierungen auf Kobaltbasis, wie Stellite® und Tribaloy®.

[0011] Demzufolge stellt die vorliegende Erfindung eine homogene Legierung auf Eisenbasis zur Verfügung, mit guter Warmhärte und ausgezeichneter Verschleißbeständigkeit, wobei die Legierung umfasst:

- a) weniger als 0,1 Gew.-% Kohlenstoff
- b) 6 bis 15 Gew.-% Chrom
- c) 1,5 bis 3 Gew.-% Silizium
- d) 26 bis 36 Gew.-% Molybdän
- e) 0 bis 15 Gew.-% Kobalt
- f) 3 bis 14 Gew.-% Nickel
- g) weniger als 5 Gew.-% Wolfram, und
- h) wenigstens 40 Gew.-% Eisen,

wobei die Summe 100 Gew.-% bildet, zusammen mit unvermeidbaren Verunreinigungen.

[0012] Die erfindungsgemäßen Legierungen enthalten Nickel in einer Menge von 3–14 Gew.-%, um Kobalt vollständig oder teilweise zu ersetzen, für Anwendungen, bei welchen die Betriebstemperatur zu hoch ist (über 1.000°F) (538°C), um die durch Kobalt in der Legierung unterstützte Härtewirkung zu halten. Unter diesen Bedingungen sollte der Molybdängehalt auf 26–36 Gew.-% beschränkt werden, um die maximale Verschleißbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierungen zu erzielen. Daher weisen die erfindungsgemäßen Legierungen die folgende Zusammensetzung auf:

Element	Gew.-%
Kohlenstoff	weniger als 0,1
Silizium	1,5–3
Chrom	6–15
Molybdän	26–36
Kobalt	0–15
Nickel	3–14
Eisen	wenigstens 40

[0013] In einem weiteren Gegenstand der vorliegenden Erfindung werden die metallischen Bauteile entweder aus den Legierungen hergestellt, wie durch Gießen oder durch die Verwendung von pulvermetallurgischen Verfahren, wie durch das Formen des Bauteils aus einem Pulver und Sintern. Des Weiteren können die Legierungen verwendet werden, um Bauteile als eine schützende Umhüllung auftragszuschweißen.

KURZE BESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

[0014] **Fig. 1** zeigt eine Kurve, welche die Wirkung des Nickelanteils auf die Warmhärte der Probelegierungen der Erfindungen zeigt.

[0015] **Fig. 2** zeigt eine Kurve, welche die Wirkung des Kobaltanteils auf die Warmhärte der Probelegierungen der Erfindungen darstellt.

[0016] **Fig. 3** zeigt eine Kurve, welche die Warmhärte einer Probelegierung der Erfindung im Vergleich mit einigen kommerziell erhältlichen Legierungen darstellt.

DETAILLIERTE BESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN UND BEVORZUGTE AUSFÜHRUNGSFORMEN DER ERFINDUNG

[0017] Die Legierungen der vorliegenden Erfindung sind eher homogene Legierungen auf Eisenbasis als Verbundlegierungen, die aus zwei oder mehreren unterschiedlichen Anteilen bestehen. Die Legierungen werden hergestellt, indem alle Bestandteile miteinander verschmolzen werden. Die Legierungen können dann zu Teilen gegossen werden, zum Auftragsschweißen von Teilen verwendet werden oder die verfestigte Legierung kann verwendet werden, um Teile aus pulvermetallurgischen Verfahren herzustellen.

[0018] In der homogenen Legierung bilden sich intermetallische Verbindungen während die Schmelze abkühlt. Diese werden jedoch noch als homogene Legierungen betrachtet. Die intermetallischen Verbindungen werden eingesetzt, um die Verschleißbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierungen zu verbessern. Die Härte der intermetallischen Verbindungen, die normalerweise um 1.100–1.400 kg/mm² im Knoop Härtetest betragen, ist etwas höher als die Härte der Matrix, jedoch viel niedriger als die Härte der Legierungskarbide, die in herkömmlichen verschleißbeständigen Stählen gefunden wird. Die intermetallischen Verbindungen in den Legierungen weisen eine hexagonale Struktur auf, von der man annimmt, dass diese einen niedrigen Reibungskoeffizienten aufweist, wenn das Gitterverhältnis (c/a) der hexagonalen Struktur in einem geeigneten Bereich liegt. Die relativ niedrige Härte und die hexagonale Struktur der intermetallischen Phase in den Legierungen macht diese ideal für Metall-auf-Metall Verschleißanwendungen, da es einfacher ist, eine glatte gearbeitete Oberfläche zu bilden, als wenn harte karbidhaltige Legierungen verwendet werden. Die glattere getragene bzw. verwendete Oberfläche kann höhere Spannungen aufnehmen und weist eine geringere Tendenz auf, die passende Oberfläche zu verschleifen. Aufgrund der im Wesentlichen gleichmäßigen Verteilung von Chrom in den intermetallischen Verbindungen und der Matrix der festen Lösung, wie unten dargestellt, ist die Oxidationsbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierung besser als die von karbidhaltigen Werkzeugstählen mit ähnlichem Chromgehalt. Ein gleichmäßiger verteiltes Chrom in der harten Phase und der Matrix verbessert auch die Hochtemperatur-Gleitverschleißbeständigkeit der bevorzugten Legierungen, da eine kontinuierliche und gleichmäßige Oxidationsschicht auf den Legierungen gebildet wird, wenn diese hohen Temperaturen ausgesetzt sind. Demzufolge ist diese wirksamer bei der Verringerung des direkten Metall-auf-Metall Verschleißes. Da die Matrix der erfindungsgemäßen Legierungen durch Ausscheidung intermetallischer Verbindungen und durch Härtemechanismen der festen Lösung gefestigt wird und, in bevorzugten Ausführungsformen, durch Ausscheidungshärtung, welche sekundäre intermetallische Verbindungen einschließt, wird die Warmhärte der erfindungsgemäßen Legierungen gegenüber herkömmlichen Legierungen auf Eisenbasis vom martensitischen Typ deutlich verbessert.

[0019] Beispiele der Legierungen der vorliegenden Erfindung werden im Folgenden beschrieben. Die nominelle Zusammensetzung der Probenlegierungen Nr. 1–33 (von denen einige erfindungsgemäße Legierungen und einige Vergleichslegierungen sind) und vier kommerziellen Vergleichslegierungen (Probelegierungen Nr. 34–37) ist in der nachfolgenden Tabelle 1 angeführt. (Probelegierungen Nr. 6–8, 12–14 und 16–29 sind Beispiele unterschiedlicher Ausführungsformen und Gegenstände der vorliegenden Erfindung. Die Zusammensetzung der Probelegierung Nr. 6 ist an verschiedenen Stellen in der Tabelle wiederholt, so dass die Zusammensetzung einfach mit anderen Probelegierungsgruppen verglichen werden kann).

[0020] Proben 1 bis 20, 25 bis 27 und 30 bis 33 sind Vergleichsbeispiele.

Tabelle 1

chemischer Zusammensetzungen der Legierungen (Gew.-%)

Beispiel Legierung Nummer	C	Si	Cr	Mo	Fe	Co	Ni	andere
1	0,05	2,0	8,0	15,0	75,0	-	-	
2	0,05	2,0	8,0	22,0	68,0	-	-	
3	0,05	2,0	8,0	24,0	66,0	-	-	
4	0,05	2,0	8,0	26,0	64,0	-	-	
5	0,05	2,0	8,0	28,0	62,0	-	-	
6	0,05	2,0	8,0	30,0	60,0	-	-	
7	0,05	2,0	8,0	32,0	58,0	-	-	
8	0,05	2,0	8,0	35,0	55,0	-	-	
9	0,05	2,0	8,0	40,0	50,0	-	-	
10	0,05	0,5	8,0	30,0	61,5	-	-	
11	0,05	1,0	8,0	30,0	61,0	-	-	
12	0,05	1,5	8,0	30,0	60,05	-	-	
13	0,05	2,5	8,0	30,0	59,5	-	-	
14	0,05	3,0	8,0	30,0	59,0	-	-	
15	0,05	4,0	8,0	30,0	58,0	-	-	
16	0,05	2,0	8,0	30,0	57,0	3,0	-	
17	0,05	2,0	8,0	30,0	54,0	6,0	-	
18	0,05	2,0	8,0	30,0	51,0	9,0	-	
19	0,05	2,0	8,0	30,0	48,0	12,0	-	
20	0,05	2,0	8,0	30,0	47,0	12,0	1,0	
21	0,05	2,0	8,0	30,0	48,0	6,0	6,0	
22	0,05	2,0	8,0	30,0	57,0	-	3,0	
23	0,05	2,0	8,0	30,0	54,0	-	6,0	
24	0,05	2,0	8,0	30,0	48,0	-	12,0	
25	0,05	2,0	8,0	28,0	50,0	12,0	-	
26	0,05	2,0	8,0	20,0	58,0	12,0	-	
27	0,05	2,0	8,0	20,0	62,0	8,0	-	
28	0,05	2,0	8,0	27,0	60,0	-	3,0	
29	0,05	2,0	8,0	27,0	54,0	6,0	3,0	
30	0,05	2,0	8,0	25,0	60,0	-	-	W:5%
31	0,05	2,0	8,0	20,0	60,0	-	-	W:10%
32	0,05	2,0	8,0	20,0	50,0	-	-	W:20%
33	0,05	2,0	8,0	5,0	60,0	-	-	W:25%

Nummer der kommerziellen Legierung (Markennamen)	C	Si	Cr	Mo	Fe	Co	Ni	andere
34 Tribaloy® T400)	0,08	2,6	8,5	28,5	-	60,4	-	
35 Tribaloy® T800	0,08	3,4	17,5	28,5	-	50,6	-	
36 (Stellite 3)	2,4	-	30	-	2,0	50,8	2,0	12,8 (W)
37 (M2 Werkzeugstahl)	1,6	1,30	0,50	4,0	6,5	79,1	-	5,5(W)1,5(V)

[0021] Die Probelegierungen 1–9 enthalten 0,05 Gew.-% C, 2,0 Gew.-% Si, 8,0 Gew.-% Cr, 15,0–40,0 Gew.-% Mo, und Rest Eisen mit einer geringen Menge an Verunreinigungen. Die Probenlegierungen Nr. 10–15 weisen Zusammensetzungen auf mit 0,05 Gew.-% C, 8,0 Gew.-% Cr, 30,0 Gew.-% Mo, 0,5–4,0 Gew.-% Si und Rest Eisen mit einer geringen Menge an Verunreinigungen. Die Probenlegierungen Nr. 16–21 enthalten 0,05 Gew.-% C, 2,0 Gew.-% Si, 8,0 Gew.-% Cr, 30,0 Gew.-% Mo, 3,0–12,0 Gew.-% Co und Rest Eisen mit einer geringen Menge an Verunreinigungen. Die Probelegierung Nr. 20 enthält auch 1,0 Gew.-% Ni und die Probelegierung Nr. 21 enthält 6,0 Gew.-% Co und 6,0 Gew.-% Ni. Die Probelegierungen Nr. 22–24 enthalten 0,05 Gew.-% C, 2,0 Gew.-% Si, 8,0 Gew.-% Cr, 30,0 Gew.-% Mo, 3,0–12,0 Gew.-% Ni, und Rest Fe mit geringen Mengen an Verunreinigungen. Die Probelegierungen Nr. 25–29 enthalten 0,05 Gew.-% C, 2,0 Gew.-% Si, 8,0 Gew.-% Cr, 20,0–28,0 Gew.-% Mo, 0–12,0 Gew.-% Co, 0–3,0 Gew.-% Ni und Rest Fe mit geringen Mengen an Verunreinigungen. Die Probelegierungen Nr. 30–33 enthalten 0,05 Gew.-% C, 2,0 Gew.-% Si, 5,0–25,0 Gew.-% Mo, 5,0–25,0 Gew.-% W und Rest Eisen mit geringen Mengen an Verunreinigungen. Die Probelegierungen Nr. 3–37 sind kommerziell erhältliche Legierungen. Probenstücke der obigen Proben (erfindungsgemäße und vergleichende) und der herkömmlichen Legierungen wurden für Warmhärte- und Verschleißuntersuchungen gegossen und bearbeitet.

[0022] Eine Stift-auf-Scheibe Verschleißbeständigkeits-Untersuchungsvorrichtung bei hoher Temperatur wurde verwendet, um die Gleitverschleißbeständigkeit der Legierungen zu messen, da der Gleitverschleiß die herkömmliche Verschleißart von Ventilsitzringen in Verbrennungskraftmaschinen ist. Die Stift-Probenstücke wurden mit Abmessungen von 6,35 mm Durchmesser und ungefähr 25,4 mm Länge aus Eatonit 6 Legierung von Eaton Corporation von Marshall, MI hergestellt, welche nominell ein 1,30% C, 1,42% Si, 29,0% Cr, 4,6% Mo, 0,5% Mn, 16,0% Ni und Rest Eisen enthält. Die Scheibenproben wurden aus Probelegierungen hergestellt, mit Abmessungen von 50,8 mm im Durchmesser und 12,5 mm Dicke. Die Untersuchungen wurden in Bezug auf ASTM G99-90 bei 800°F (427°C) durchgeführt. Die Scheibe wurde mit einer Geschwindigkeit von 0,13 m/s über eine Gesamtgleitentfernung von 510 m rotiert. Der angelegte Druck betrug 5,0 psi ($3,52 \times 10^{-3}$ kg/mm²). Diese Geschwindigkeit wurde gewählt, da man annahm, dass auf diese Weise gute Verschleißtestergebnisse erzielt werden können, mit einer guten Korrelation zu dem Ventilsitzverschleiß in einer herkömmlichen Verbrennungskraftmaschine. Der Gewichtsverlust wurde sowohl bei dem Stift als auch bei den Scheibenproben nach jedem Test gemessen, unter Verwendung einer Balkenwaage mit 0,1 mg Präzision. Eatonit 6 wurde als Stiftlegierung verwendet, da es eine herkömmliche dem Ventil gegenüber liegende Legierung ist. Zusätzlich zu den Probelegierungen, wurden Tribaloy® T400, T700 und T800 als Standard für verschleißbeständige Legierungen bei den Verschleißuntersuchungen überprüft. Tabelle 2 umfasst die Ergebnisse des Gewichtsverlustes der Scheibe bei den durchgeführten Verschleißuntersuchungen an den gegossenen und bearbeiteten Probelegierungen und den kommerziellen Legierungen. Der Gewichtsverlust eines Materials nach einer Verschleißuntersuchung ist ein Maß der Verschleißbeständigkeit des untersuchten Materials: Je niedriger der Gewichtsverlust des Materials ist, umso höher ist die Verschleißbeständigkeit. Wenn sie unter den obigen Bedingungen überprüft wurden, zeigten Legierungen der vorliegenden Erfindung vorzugsweise einen Verlust von weniger als 50 mg.

Tabelle 2

Ergebnisse der Verschleißuntersuchung

Probelegierung	(Gew.-Verlust, mg)	Probelegierung	(Gew.-Verlust, mg)
1 (Mo 15 %)	409,8	6 (Mo 30 %, Ni 0 %)	43,2
2 (Mo 22 %)	351,9	22 (Mo 30 %, Ni 3 %)	20,5
3 (Mo 24 %)	169,7	23 (Mo 30 %, Ni 6 %)	21,4
4 (Mo 26 %)	156,4	24 (Mo 30 %, Ni 12 %)	16,6
5 (Mo 28 %)	70,2		
6 (Mo 30 %)	43,2	25 (Mo 28 %, Co 12 %)	11,8
7 (Mo 32 %)	28,2	26 (Mo 20 %, Co 12 %)	21,3
8 (Mo 35 %)	21,8	27 (Mo 20 %, Co 8 %)	203,2
9 (Mo 40 %)	60,3	28 (Mo 27 %, Ni 3 %)	31,1
		29 (Mo 27 %, Co 6 %, Ni 3%)	13,6
10 (Si 0,5 %)	235,8		
11 (Si 1,0 %)	159,7	30 (Mo 25 %, W 5 %)	71,0
12 (Si 1,5 %)	35,4	31 (Mo 20 %, W 10 %)	590,6
6 (Si 2,0 %)	43,2	32 (Mo 20 %, W 20 %)	200,8
13 (Si 2,5 %)	33,3		
14 (Si 3,0 %)	42,4	33 (Mo 5 %, W 25 %)	451,8
15 (Si 4,0 %)	55,5		
		34 (Tribaloy T400)	20,8
6 (Mo 30 %, Co 0 %)	43,2	35 (Tribaloy T800)	16,6
16 (Mo 30 %, Co 3 %)	26,9		
17 (Mo 30 %, Co 6 %)	16,2	26 (Mo 20 %, Co 12 %)	21,3
18 (Mo 30 %, Co 9 %)	12,3	26* (Mo 20 %, Co 12 %)	9,5
19 (Mo 30 %, Co 12 %)	8,0		
20 (Mo 30 %, Co 12 %, Ni 1 %)	8,9		
21 (Mo 30 %, Co 6 %, Ni 6 %)	8,9		

^{26*}Ausscheidungsbehandlungen bei 800°F (427°C) für 6 Stunden.

[0023] Molybdän ist eins der wichtigsten Elemente in der erfindungsgemäßen Legierung, da es die Menge der intermetallischen Verbindungen bestimmt, die einen kritischen Einfluss auf die Verschleißbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierungen ausübt. Die Probelegierungen Nr. 1–9 enthalten unterschiedliche Mengen an Molybdän. Die Wirkung des Molybdäns auf die Verschleißbeständigkeit der Legierungen wird aus den Verschleißuntersuchungswerten, die in Tabelle 2 zusammengefasst sind, deutlich. Die Verschleißuntersuchungsergebnisse für die Probelegierungen Nr. 1 bis 5 zeigen, dass sich die Verschleißbeständigkeit mit einem sich erhöhenden Molybdängehalt erhöht, wenn das Molybdän in dem Bereich von 15 bis 28 Gew.-% liegt (Tabelle 2). Diese Probelegierungen sind jedoch nicht so verschleißbeständig wie die Tribaloy® Vergleichslegierungen, die kommerzielle Legierungen Nr. 34–35. Eine deutliche Verbesserung der Verschleißbeständigkeit tritt auf, wenn Molybdän 28 Gew.-% überschreitet, wobei der Verschleißverlust dem der kommerziellen Legierungen, Legierungen Nr. 34–35, näher ist. Daher muss Molybdän entweder 29 Gew.-% betragen oder darüber liegen,

um in der erfindungsgemäßen Legierung eine ausgezeichnete Verschleißbeständigkeit zu erzielen, wenn kein Kobalt oder Nickel zu der Legierung zugegeben wird. Ein weiteres Erhöhen des Molybdängehalts auf 40 Gew.-% führt zu einem starken Rissproblem beim Gießen, und mehr Molybdän (40 Gew.-%) führt nicht zu einer weiteren Verschleißbeständigkeit (Tabelle 2). Daher ist der optimale Bereich für Molybdän für die erfindungsgemäßen Legierungen ein enger Bereich von 30–35 Gew.-%, unterstützt durch die Verschleißuntersuchungsergebnisse. Mehr oder weniger Molybdän außerhalb des genannten Bereichs verschlechtert die Verschleißbeständigkeit der Legierungen oder bewirkt Herstellungsprobleme.

[0024] Silizium ist ein weiteres wichtiges Element, welches die Verschleißbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierungen beeinflusst. Die Probelegierungen Nr. 10–15 mit sieben unterschiedlichen Siliziumanteilen wurden verwendet, um den optimalen Siliziumbereich für die erfindungsgemäßen Legierungen zu bestimmen. Wie in Tabelle 2 angegeben, zeigen die Probelegierungen Nr. 10–11 mit einem Siliziumgehalt zwischen 0,5 Gew.-% und 1,0 Gew.-% eine schlechte Verschleißbeständigkeit. Die Probelegierungen mit 1,5 Gew.-%, 2,0 Gew.-% und 2,5 Gew.-% Silizium zeigen ausgezeichnete Verschleißbeständigkeit. Überschreitet der Siliziumgehalt in den Legierungen jedoch 3,0 Gew.-%, verringert sich die Verschleißbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierungen (Probelegierungen Nr. 14–15). Höhere Siliziumgehalte bewirken auch, dass die Gussstücke, die aus der Legierung hergestellt werden, extrem brüchig sind. Daher liegt der optimale Siliziumbereich der erfindungsgemäßen Legierung zwischen 1,5 Gew.-% und 3,0 Gew.-%; besonders bevorzugt zwischen 1,5 Gew.-% und 2,5 Gew.-%.

[0025] Wolfram und Molybdän sind zwei feuerfeste Elemente, von denen man im allgemeinen annimmt, dass sie bezüglich ihrer Wirkung auf die Eigenschaft von Werkzeugstählen austauschbar sind. Die vorliegenden Erfinder haben jedoch herausgefunden, dass Molybdän hinsichtlich der Verbesserung der Verschleißbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierungen viel wirksamer als Wolfram ist. Die Verschleißuntersuchungen für die Probelegierungen 30–33, bei welchen Molybdän teilweise durch Wolfram ersetzt wird, mit 5,0 Gew.-%, 10,0 Gew.-%, 20,0 Gew.-% und 25,0 Gew.-%, verglichen mit der Probelegierung Nr. 6 zeigen, dass die Verschleißbeständigkeit schlechter ist, wenn Wolfram Molybdän ersetzt. Daher wird Wolfram in der vorliegenden Erfindung als nicht mit Molybdän austauschbar angesehen, und ist vorzugsweise auf weniger als 5 Gew.-% beschränkt, um die maximale Verschleißbeständigkeit der Legierung zu erzielen.

[0026] Derzeitige experimentelle Untersuchungen zeigen, dass die Zugaben von Kobalt und/oder Nickel zu den erfindungsgemäßen Legierungen die Hochtemperatur-Verschleißbeständigkeit der Legierungen deutlich erhöhen kann. Probenlegierungen Nr. 22–24 mit 3,0 Gew.-%, 6,0 Gew.-% und 12,0 Gew.-% Nickel zeigen eine deutliche Verbesserung der Verschleißbeständigkeit gegenüber der Probelegierung Nr. 6, bei welcher der Nickelgehalt Null beträgt (Tabelle 2). Probelegierungen Nr. 16–19 enthalten 3,0 Gew.-%, 6,0 Gew.-%, 9,0 Gew.-% und 12,0 Gew.-% Kobalt. Die Verschleißuntersuchungsergebnisse zeigen, dass die Verschleißbeständigkeit der Probelegierungen Nr. 16–19 viel besser ist als die der Probelegierung Nr. 6, bei welcher der Kobaltgehalt Null beträgt. Die Verschleißbeständigkeit erhöht sich auch mit der Zunahme des Kobaltanteils in den Legierungen von Null bis 12,0 Gew.-% (Tabelle 2) gemäß der Untersuchungen. Die Probelegierungen Nr. 20–21 enthalten sowohl Kobalt- als auch Nickelemente. Die Verschleißbeständigkeit dieser beiden Probelegierungen ist ebenfalls besser als die der Probelegierung Nr. 6, bei welcher Kobalt und Nickel Null betragen. Tabelle 2 zeigt auch, dass die Verschleißbeständigkeit der Probelegierungen, welche etwas Kobalt- und/oder Nickelemente enthält, wie die Probelegierungen Nr. 19–21, besser ist als die sehr viel teureren kommerziellen Legierungen auf Kobaltbasis (Nr. 34–35).

[0027] Wie in den vorangehenden Abschnitten angegeben, muss der Molybdänanteil gemäß eines Gegenstandes der erfindungsgemäßen Legierungen in dem Bereich von 30 Gew.-% bis 35 Gew.-% liegen, um eine gute Verschleißbeständigkeit zu erzielen, und die Zugaben von Kobalt und/oder Nickel können die Verschleißbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierungen weiter erhöhen. Es ist jedoch wünschenswert, geringere Molybdänanteile für bessere Bearbeitungseigenschaften und bessere Duktilität gemäß einiger Gegenstände der erfindungsgemäßen Legierungen zu verwenden. Die Probelegierungen Nr. 25–29 enthalten 20,0–28,0 Gew.-% Molybdän mit unterschiedlichen Mengen an Kobalt- und/oder Nickelementen. Die Probelegierungen Nr. 25, 28 und 29 enthalten 27,0–28,0 Gew.-% Molybdän mit wenigstens 3,0 Gew.-% Kobalt- und/oder Nickelementen, und diese beispielhaften Legierungen weisen bessere Verschleißbeständigkeit auf als die Probelegierung Nr. 6. Des Weiteren zeigen die Testergebnisse, dass der Molybdängehalt noch geringer sein kann, bis zu 20 Gew.-%, mit der Zugabe von 12 Gew.-% Kobalt. Die Verschleißbeständigkeit der Probelegierung Nr. 26 ist besser als die der Probelegierung Nr. 6, welche 30,0 Gew.-% Molybdän (Tabelle 2) enthält. Weniger Kobalt führt zu einer Verringerung der Verschleißbeständigkeit in den Legierungen, wie anhand der Probelegierung Nr. 27 gezeigt, mit 20,0 Gew.-% Molybdän- und 8,0 Gew.-% Kobaltelementen, bei welchen die Verschleißbeständigkeit viel schlechter ist als die der Probelegierungen Nr. 25 (Tabelle 2).

[0028] Der Verschleiß von Ventilsitzringen, bewirkt durch wiederholte Einkerbungen, ist ein weiterer herkömmlicher Verschleiß in vielen Verbrennungskraftmaschinen. Die Erhöhung der Härte der Legierungen der Ventilsitzringe kann effektiv diesen Verschleiß reduzieren.

[0029] Unter Verwendung von elektrochemischen Extraktionsverfahren zur Trennung der harten Phase von der Matrix im Beispiel 25, wurden die Strukturen der harten Phase durch das Röntgenbeugungsverfahren identifiziert. Man fand heraus, dass zwei Arten von intermetallischen Verbindungen in der Probe der erfindungsgemäßen Legierung existieren, Fe_2Mo und $\text{Fe}_{63}\text{Mo}_{37}$. Die Menge an Fe_2Mo ist etwas höher als die Menge an $\text{Fe}_{63}\text{Mo}_{37}$. Die chemischen Zusammensetzungen der harten Phase wurden durch Energiedisperseröntgenanalyse unter einem Rasterelektronenmikroskop bestimmt. Man fand heraus, dass die harten Phasen 38,8% Mo, 42,1% Fe, 7,0% Cr, 9,3% Co, 2,6% Si und andere Spurenelemente enthielten. Die Härte der harten Phase in den erfindungsgemäßen Legierungen liegt in dem Bereich von 1.100 bis 1.400 kg/mm² gemessen durch eine Knoop Mikrohärte-Untersuchungsvorrichtung mit einer Last von 50 Gramm.

[0030] Die Warmhärte wurde für verschiedene Probelegierungen und drei kommerziell erhältliche Legierungen in einer Untersuchungsvorrichtung zur Messung der Vickers Härte bei verschiedenen Temperaturen gemessen. Ringproben mit einem 45 mm Außendurchmesser, einem 32 mm Innendurchmesser und einer Dicke von 5 mm wurden als Warmhärteproben verwendet.

[0031] Alle Proben wurden unter Verwendung von SiC Sandpapier Nr. 180, 400 und 600 geschliffen und anschließend mit 6 µm Diamantpaste und 0,02 µm Aluminiumoxid-Aufschlammung poliert. Die Proben und Eindringkörper wurden auf einer gewünschten Temperatur für 30 Minuten in Argon-Atmosphäre gehalten, um eine gleichmäßige Temperatur sowohl in der Probe als auch in der Einkerbung sicherzustellen. Der Vickers Eindringkörper besteht aus Saphir mit einem 136 Grad Flächenwinkel. Gemäß dem ASTM Standard-Testverfahren E 98-82, wurden 10–15 Eindruck-Untersuchungen entlang jeder Ringprobenoberfläche durchgeführt. Die zwei Einkerbungsdiagonalen jeder Einkerbung wurden gemessen unter Verwendung eines Fadenmaßstabes unter einem Lichtmikroskop, und die Werte wurden in die Vickers Härtezahl unter Verwendung der ASTM E 140-78 Standardhärte-Umwandlungstabelle für Metalle umgewandelt. Die mittlere Härte für die Proben bei unterschiedlichen Temperaturen sind angegeben, umgewandelt in die Rockwell C Härte.

[0032] [Fig. 1](#) und [Fig. 2](#) zeigen die Wirkungen der Zugaben von Nickel und Kobalt auf die Warmhärte dieser Art von Legierung. In dem Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 800°F (427°C) zeigt [Fig. 1](#), dass die Zugabe von 3,0 Gew.-% Nickel die Härte um ungefähr 2 Punkte in der Rockwell C Skala erhöht, im Vergleich mit der gleichen Legierung ohne Nickel. Die Zugabe von 6,0 Gew.-% Nickel weist wenig Wirkung auf die Warmhärte der Legierung aus. Wenn der Nickelgehalt 12,0 Gew.-% erreicht, verschiebt sich die gesamte Härte-Temperaturkurve nach unten, da sich die weichere austenitische Matrix bildet, wie für die Probelegierung Nr. 24 gezeigt. Daher kann festgehalten werden, dass Nickel wenig Beitrag zu der Warmhärte der Legierung leistet, auch wenn die Nickelmenge hoch genug ist, um die Matrix in eine austenitische Struktur umzuwandeln.

[0033] [Fig. 2](#) zeigt die Wirkung von Kobalt auf die Warmhärte der Legierungen, welche intermetallische Verbindungen enthalten. Kobaltzugaben von 3,0 Gew.-% und 6,0 Gew.-% weisen wenig Wirkung auf die Härte-Temperaturkurve auf. Erhöht sich jedoch der Kobaltgehalt auf 12,0 Gew.-%, wird die Härte der Legierung beträchtlich über den überprüften Temperaturbereich erhöht.

[0034] [Fig. 3](#) vergleicht die Warmhärtekurve von verschiedenen herkömmlichen Legierungen mit den Warmhärtekurven der erfindungsgemäßen Legierungen. Es ist klar, dass die Warmhärteeigenschaften der erfindungsgemäßen Legierungen eine wesentliche Verbesserung gegenüber M2 Werkzeugstahl in dem überprüften Temperaturbereich zeigt. Es ist auch klar, dass die Warmhärtewerte der erfindungsgemäßen Legierungen höher sind als Stellite® 3 und Tribaloy® T400 bei Temperaturen unterhalb von 1.200°F (649°C), was viel höher ist als die mittlere Abgasarbeitstemperatur von Ventilsitzringen.

[0035] Während die Verschleißbeständigkeit die wichtigste Eigenschaft der erfindungsgemäßen Legierungen ist, ist es bevorzugt, dass die Legierung eine Härte wie gegossen bei Raumtemperatur von wenigstens 45 auf einer Rockwell C Skala aufweist.

[0036] Leider führt eine erhöhte Härte unvermeidbar zu Bearbeitungsschwierigkeiten, insbesondere für verschleißbeständige gegossene Ventilsitzringe aus Legierungen, bei welchen die Bearbeitbarkeit bereits sehr schlecht ist. Eine Lösung dieses Problems wäre eine Legierung mit einer Niedertemperatur-Ausscheidungs-härtefähigkeit, so dass die Härte des fertigen Ventilsitzringes sich erhöht, nachdem er den typischen Abgas-Betriebstemperaturen ausgesetzt wird. Normaler Stahl muss auf ungefähr 1.400–1.500°F (760–816°C) er-

wärmt werden und anschließend abgeschreckt werden, um solch ein Härten zu erzielen. Ein einzigartiges Merkmal der vorliegenden erfindungsgemäßen Legierungen ist, dass sich die Härte der Legierung beträchtlich erhöhen kann, wenn sie Temperaturen in dem Bereich von 800°F (427°C) und mehr ausgesetzt wird, ohne eine Abschreckung. Dies ist besonders vorteilhaft, um die Lebensdauer der Ventilsitzringe zu erhöhen, da die Betriebstemperaturen der Abgasventilsitzringe im Allgemeinen ungefähr 800°F (427°C) betragen und in einigen Anwendungen so viel wie 1.000°F (538°C) betragen kann.

[0037] Das selbst-härtende Merkmal wird durch ein sorgfältiges Steuern der Mengen an Kobalt und Nickel in den Legierungen erzielt, um die Ausscheidung von sekundären intermetallischen Verbindungen zu beschleunigen. Die Probelegierungen Nr. 16 bis 28 weisen unterschiedliche Mengen an Kobalt und/oder Nickel auf. Die meisten dieser Legierungen und zwei kommerziell erhältliche Legierungen wurden mit einer Rockwell C Untersuchungsvorrichtung gemäß des ASTM Standard-Testverfahrens E 18-59T bei Raumtemperatur untersucht und nachdem sie auf 800°F (427°C) zwei Stunden erwärmt und auf Raumtemperatur abgekühlt wurden. Die mittlere Härte der Proben und die Unterschiede (Härteänderung) sind in Tabelle 3 angegeben, welche eine Zusammenfassung der Ausfällungshärte-Ergebnisse bei 800°F (427°C) für zwei Stunden sind.

Tabelle 3
Ergebnisse der Niedrigtemperaturhärteuntersuchungen (2 Stunden)

Probelegierung	Härte bei Raumtemperatur (Rc)	Härte nach der Ausscheidungsbehandlung (Rc)	Härteänderung (Rc)
6 (Mo 30 %, Co 0 %, Ni 0 %)	50,5	51,6	1,1
16 (Mo 30 %, Co 3 %, Ni 0 %)	51,8	53,0	1,2
17 (Mo 30 %, Co 6 %, Ni 0 %)	53,7	55,2	1,5
18 (Mo 30 %, Co 9 %, Ni 0 %)	58,3	63,6	5,3
19 (Mo 30 %, Co 12 %, Ni 0 %)	60,8	67,6	6,8
20 (Mo 30 %, Co 12 %, Ni 1,0 %)	54,9	56,4	1,5
27 (Mo 20 %, Co 8 %, Ni 0 %)	45,0	46,9	1,9
26 (Mo 20 %, Co 12 %, Ni 0 %)	53,3	62,7	9,4
22 (Mo 30 %, Co 0 %, Ni 3 %)	54,3	54,0	-0,3
23 (Mo 30 %, Co 0 %, Ni 6 %)	54,0	54,2	0,1
24 (Mo 30 %, Co 0 %, Ni 12 %)	47,3	47,4	0,1
34 (Tribaloy® T400)	53,1	53,0	-0,1
35 (Tribaloy® T800)	56,0	55,3	-0,7

[0038] Es ist klar, dass wenn der Kobaltgehalt 8,0 Gew.-% entspricht oder weniger als dieser Gehalt beträgt, nur wenig Ausscheidungshärtung beobachtet wurde, wie bei den Probelegierungen Nr. 6, 16 und 17 dargestellt, bei welchen die höchste Härtezunahme weniger als 1,9 Rc. beträgt. Erhöht sich der Kobaltgehalt auf 9,0 Gew.-% (Probelegierung Nr. 18), wird die Ausscheidungshärtewirkung deutlicher, und die Verwendung von 12,0 Gew.-% Kobalt führt zu einer Legierung (Probelegierung Nr. 19), die eine Erhöhung der Härte von ungefähr 7 Punkten in der Rockwell C Skala aufweist, im Vergleich mit der ursprünglichen Härte. Die Probelegierung Nr. 26, auch mit 12,0 Gew.-% Kobalt, jedoch mit einem geringeren Molybdängehalt, wies noch eine höhere Ausscheidungshärtewirkung auf; die Härte erhöhte sich um ungefähr 9 Punkte in Rockwell C. Die Verschleißbeständigkeit erhöhte sich auch beträchtlich, wie für die Probelegierung Nr. 26, mit der Ausfällungsbehandlung wie in Tabelle 2 dargestellt.

[0039] Die Zugabe von Nickel (Probelegierung Nr. 22–24) eliminiert im wesentlichen alle Härtewirkungen in den Legierungen. Tatsächlich auch 1,0 Gew.-% Nickel kann die Härtewirkung reduzieren, welche durch die Zu-

gabe von Kobalt (Probelegierung Nr. 20) erzielt wird. Daher sollte der Nickelgehalt auf 0,5 Gew.-% begrenzt werden und Kobalt sollte über 6,0 Gew.-% betragen, um die gewünschte Härtewirkung in den erfindungsgemäßen Legierungen zu erzielen, die bei Temperaturen oberhalb von 600°F (318°C) verwendet werden. Vorzugsweise überschreitet der Gesamtanteil von Molybdän und Kobalt 28% für diese Legierungsarten.

[0040] Die Oxidationsbeständigkeit der erfindungsgemäßen Legierungen wurde bestimmt unter Verwendung des Gewichtszunahmeverfahrens. Die Größe der Oxidationsproben betrug 12,7 mm Durchmesser und 25,4 mm Länge. Die Proben wurden in einem Ultraschallreiniger, welcher Alkohol enthielt, gereinigt. Jede Probe wurde in einem Magnesiumoxid-Tiegel enthalten und in einem Ofen bei 800°F (427°C) eingeführt. Die Proben mit Tiegel wurden auf Raumtemperatur in einem Trockner (desiccator) abgekühlt, um die Probe davon abzuhalten, Feuchtigkeit zu absorbieren. Das Gewicht der Proben und des Tiegels wurde unter Verwendung einer Waage mit einer Präzision von 0,1 mg gemessen. Dieses Verfahren wurde in bestimmten Intervallen wiederholt, um die Oxidationsgeschwindigkeit zu messen. Die mittlere Oxidationsrate für einen 500 Stunden Test ist in Tabelle 4 angegeben.

Tabelle 4

Legierung	Durchschnittliche Oxidationsgeschwindigkeit 10–3 (g/m ² ·hr)
Beispiel Nr. 6	1.3508
M2 Werkzeugstahl	6.7653

[0041] Es ist klar, dass die Oxidationsgeschwindigkeit der Legierung sehr viel niedriger ist als die von M2 Werkzeugstahl. Das Verhältnis der Oxidationsrate der zwei Materialien beträgt ungefähr 1 : 5. Die gute Oxidationsbeständigkeit der Legierung beruht auf der Tatsache, dass ein höherer Chromgehalt ungefähr gleichmäßig zwischen den harten Phasen und der Matrix der Legierungen eingeteilt ist und eine kontinuierliche Schutzschicht bildet, wenn Hochtemperatur-Umgebungen ausgesetzt. Dies verbessert auch die Gleitverschleißbeständigkeit der Legierungen wie zuvor angegeben. Daher sind die Legierungen für Hochtemperaturverschleißbeständige Anwendungen besser geeignet als herkömmliche Werkzeugstähle. Man würde annehmen, dass Legierungen auf Kobaltbasis wie Stellite® und Tribaloy® T800 nur eine vernachlässigbare Menge der Gewichtsänderung unter den vorliegenden Oxidationsbedingungen erzielen würden, aufgrund ihrer ausgezeichneten Oxidationsbeständigkeit; daher wurden keine Oxidationsuntersuchungen an diesen Legierungen durchgeführt.

[0042] Zusammenfassend sind die Legierungen der Erfindung in den Ansprüchen angegeben. Die Legierung kann bei Temperaturen oberhalb von 1.000°F (518°C) verwendet werden. Besonders bevorzugt ist der Rest der Legierung Eisen, mit Toleranzen der normalen Verunreinigungen, die normalerweise mit Legierungen auf Eisenbasis verbunden sind.

[0043] Es sollte festgehalten werden, dass die Legierungen der vorliegenden Erfindung geeignet sind, in der Form einer Vielzahl von Ausführungsformen eingeführt zu werden, von denen nur einige hier beschrieben und illustriert wurden. Es sollte festgehalten werden, dass die Zugabe einiger anderer Bestandteile, Verarbeitungsschritte, Materialien oder Bestandteile, die nicht spezifisch erwähnt sind, eine negative Wirkung auf die vorliegende Erfindung ausüben. Das beste Verfahren der Erfindung kann daher andere Bestandteile, Verarbeitungsschritte, Materialien oder Bestandteile ausschließen, als die oben zum Einschluss oder Verwendung in der vorliegenden Erfindung erwähnten und wird nur durch die Legierungen der Ansprüche angegeben. Die beschriebenen Ausführungsformen in der Beschreibung werden jedoch nur als illustrativ und nicht als beschränkend betrachtet.

Patentansprüche

1. Homogene Legierung auf Eisenbasis, welche eine gute Warmhärte und ausgezeichnete Verschleißbeständigkeit besitzt, wobei die Legierung umfasst:

- (a) weniger als 0,1 Gew.-% Kohlenstoff
- (b) 6 bis 15 Gew.-% Chrom
- (c) 1,5 bis 3 Gew.-% Silizium
- (d) 26 bis 36 Gew.-% Molybdän
- (e) 0 bis 15 Gew.-% Kobalt
- (f) 3 bis 14 Gew.-% Nickel
- (g) weniger als 5 Gew.-% Wolfram, und

(h) wenigstens 40 Gew.-% Eisen,
wobei die Summe 100 Gew.-% bildet, zusammen mit unvermeidbaren Verunreinigungen.

2. Homogene Legierung auf Eisenbasis nach Anspruch 1, wobei die Molybdänmenge zwischen 30 und 35 Gew.-% liegt.

3. Homogene Legierung auf Eisenbasis nach Anspruch 1 oder Anspruch 2, wobei die Siliziummenge zwischen 1,5 und 2,5 Gew.-% liegt.

4. Homogene Legierung auf Eisenbasis nach einem der vorangehenden Ansprüche, wobei die Chrommenge zwischen 6 und 10 Gew.-% liegt.

5. Homogene Legierung auf Eisenbasis nach einem der vorangehenden Ansprüche, wobei die Kobaltmenge weniger als 12 Gew.-% beträgt.

6. Homogene Legierung auf Eisenbasis nach Anspruch 5, wobei die Eisenmenge wenigstens 45 Gew.-% beträgt.

7. Homogene Legierung auf Eisenbasis nach einem der vorangehenden Ansprüche, wobei die Legierung eine Hochtemperaturbeständigkeit aufweist, eine Stift-auf-Scheibe-Verschleißbeständigkeit (pin-on-disc Sliding wear resistance) von weniger als 50 mg, wobei die Verschleißbeständigkeit unter Bezugnahme auf ASTM G99-90 unter den folgenden Bedingungen gemessen wird:

(i) Temperatur von 800°F (427°C),

(ii) angelegter Druck von 5,0 psi ($3,52 \times 10^{-3}$ Kg/mm²),

(iii) Scheibenabmessungen von 50,8 mm Durchmesser und 12,5 mm Dicke,

(iv) Scheibenrotationsgeschwindigkeit von 0,13 m/s,

(v) gesamte Gleitentfernung 510 m,

(vi) Stiftabmessungen von 6,35 mm Durchmesser und 25,4 mm Länge Stift gebildet aus Eatonite 6 Legierung (1,30% C, 1,42% Si, 29,0% Cr, 4,6% Mo, 0,5% Mn, 16,0% Ni und Rest Eisen),

und wobei unter den gleichen Bedingungen Tribaloy T400 (0,08% C, 2,6% Si, 8,5% Cr, 28,5% Mo, 60,4% Co) eine Verschleißbeständigkeit von 20,8 mg aufweist.

8. Homogene Legierung auf Eisenbasis nach einem der vorangehenden Ansprüche, wobei die Legierung eine Härte bei Raumtemperatur von wenigstens 45 auf einer Rockwell C Skala aufweist.

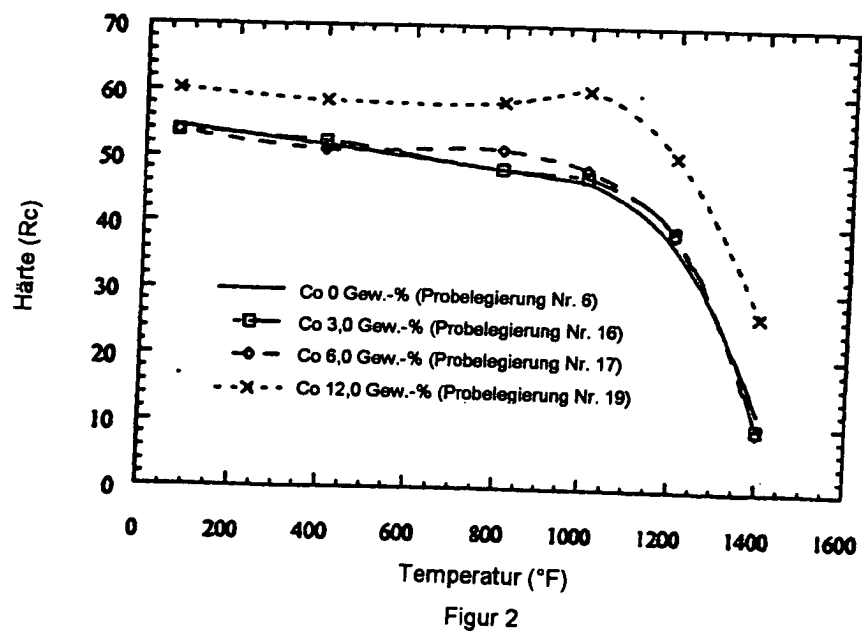
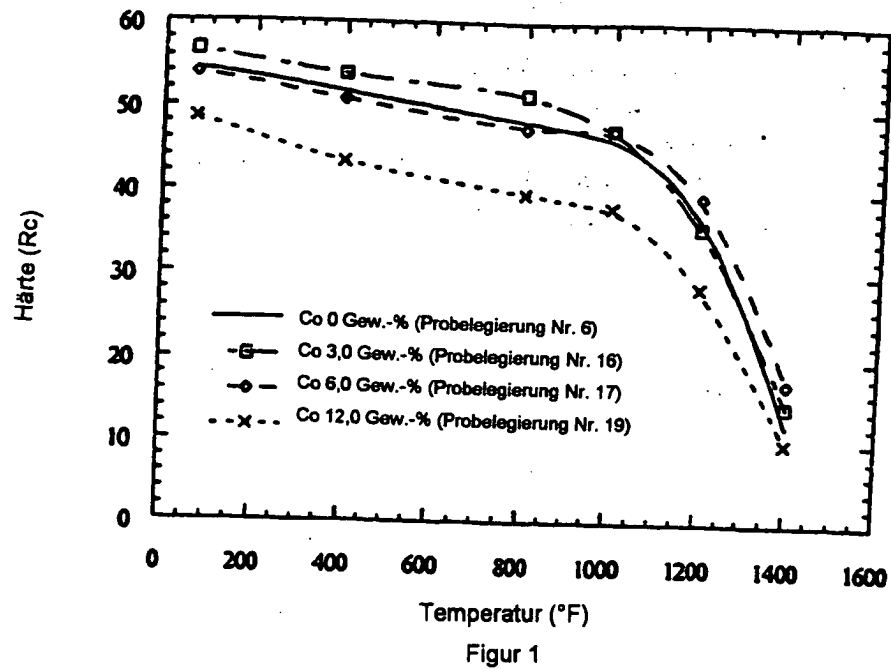
9. Teil für eine Komponente einer Verbrennungskraftmaschine umfassend eine homogene Legierung auf Eisenbasis, nach einem der Ansprüche 1 bis 8.

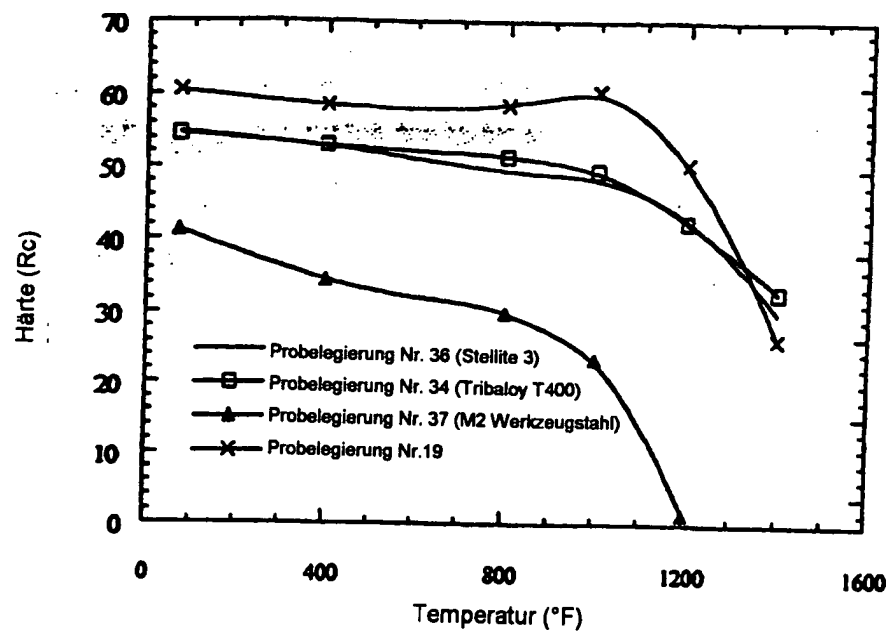
10. Teil nach Anspruch 9, welches ein Ventilsitzring (valve seat insert) ist.

11. Teil nach Anspruch 9 oder 10, wobei das Teil gebildet wird durch Gießen der Legierung, Auftragschweißen der Legierung entweder in der Form einer Legierung oder eines Pulvers, oder wobei das Teil durch ein pulvermetallurgisches Verfahren gebildet wird.

Es folgen 2 Blatt Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen





Figur 3