(19) Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

(11) **EP 2 354 264 B1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
23.05.2012 Patentblatt 2012/21

(51) Int Cl.:
C22C 37/00 *(2006.01)* ***C21D 6/00*** *(2006.01)*
C21D 9/00 *(2006.01)*

(21) Anmeldenummer: **10015691.8**

(22) Anmeldetag: **15.12.2010**

(54) **Verschleissbeständiger, warmfester Werkstoff, sowie dessen Verwendung**

Wear-resistant, heat-resistant material and use of same

Substance active résistant à l'usure et à la chaleur, ainsi que son utilisation

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO PL PT RO RS SE SI SK SM TR

(30) Priorität: **15.01.2010 DE 102010004722**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
10.08.2011 Patentblatt 2011/32

(73) Patentinhaber: **Maschinenfabrik Köppern GmbH. & Co. KG**
45529 Hattingen (DE)

(72) Erfinder:
- **Theisen, Werner**
  45527 Hattingen (DE)
- **Gevelmann, Gerhard**
  44523 Lünen (DE)

(74) Vertreter: **Grünecker, Kinkeldey, Stockmair & Schwanhäusser**
Leopoldstrasse 4
80802 München (DE)

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A1- 0 430 241
EP-A1- 0 559 899
JP-A- 5 132 735
JP-A- 10 008 212
JP-A- 10 068 041
JP-A- 2000 160 277
JP-A- 2001 150 006

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

EP 2 354 264 B1

Printed by Jouve, 75001 PARIS (FR)

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft einen verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoff, welcher insbesondere für ein Presswerkzeug zur Brikettierung, Kompaktierung und Zerkleinerung, vorzugsweise in einer Walzenpresse geeignet ist.

[0002] Die Brikettierung zählt zu den Verfahren der Pressagglomeration, bei der eine Verdichtung des zugeführten Materials, z.B. mineralische, metallische oder organische Partikel, unter so hohem äußeren Druck erfolgt, dass einheitliche und ausreichend stabile Formkörper, sogenannte Briketts, erzeugt werden.

[0003] Häufig erfolgt die Brikettierung mit Hilfe von Walzenpressen, die nach dem Zweiwalzenprinzip arbeiten. Hierbei wird das zu brikettierende Gut in den Spalt zweier gegensinnig drehenden Brikettierwalzen gefördert. Die Druckbeanspruchung im Walzenspalt führt zu einer Umordnung der einzelnen Partikel und zu einer Verdichtung des Aufgabegutes unter Reduktion des in ihm enthaltenen Hohlraumvolumens. Entsprechend strukturierte Oberflächen der für gewöhnlich aus Metall bestehenden Brikettierwerkzeuge lassen Briketts der gewünschten Geometrie entstehen. Brikettierwalzen können aus Vollwalzen gefertigt sein oder aus Walzenkemen (Wellen) bestehen, auf denen die Brikettierwerkzeuge in Form geschlossener oder segmentierter Ringe befestigt sind.

[0004] Die Kaltbrikettierung erfolgt bei Aufgabegut-Temperaturen zwischen 20 und 400°C. Aus der Vielzahl möglicher Kaltbrikettieranwendungen seien an dieser Stelle beispielhaft die Brikettierung von Branntkalk, Chromerz, Eisenoxid, Filterstäuben, Kraftwerksasche, Magnesit, Walzzunder, Metallspänen, Klärschlamm, Natriumzyanid, Salz und Zellulose genannt.

[0005] Aufgabeguttemperaturen oberhalb von 400°C fallen in den Bereich der Heißbrikettierung, die typischerweise auch die Brikettierung von Hüttenstäuben und Eisenschwamm umfasst. Direkt reduzierter Eisenschwamm (DRI) ist für die dezentrale Stahlherstellung, besonders in Zeiten höchster Kosten für Rohstoffe und Legierungselemente, als Einsatzmaterial von wachsender Bedeutung. Da DRI wegen der starken Reoxidationsneigung nicht ohne Weiteres gelagert und transportiert werden kann, muss es auf o.a. Brikettiermaschinen mechanisch zum sogenannten "Hot Briquetted Iron" (HBI) auf eine Dichte oberhalb von 5 kg/dm^3 verdichtet werden.

[0006] Durch den Kontakt der Partikel mit den Formwerkzeugen werden die Werkzeugoberflächen tribologisch hoch beansprucht. Geeignete Werkzeugwerkstoffe sind daher hohen Anforderungen an die Verschleißbeständigkeit unterworfen. Im Falle der Heißbrikettierung erfordern die Werkzeuge also bei Aufgabeguttemperaturen über 400°C eine hohe Verschleißbeständigkeit gegen die unter hohem Druck auf die Werkzeugoberfläche gepressten und relativ dazu bewegten Partikel. Der stetige Trend zu steigenden Prozesstemperaturen und Materialdurchsätzen führt zu einer zunehmend höheren Belastung der Brikettierwerkzeuge und somit auch zu einer signifikanten Verringerung der Werkzeugstandzeit.

[0007] Da die Arbeitsfläche der Heißbrikettierwerkzeuge unter hohem Pressdruck im zyklischen Kontakt mit dem heißen DRI steht, kommen hier warmfeste und hochverschleißbeständige Werkstoffe zur Anwendung. In der Heißbrikettierung von Eisenschwamm wird der Stand der Technik durch Gusssegmente mit schnellarbeitsstahlähnlicher Zusammensetzung (HSS), beispielsweise die herkömmliche Variante HS6-5-3 (1.3344), repräsentiert. Schnellarbeitsstahlsegmente werden durch Randschichthärten in einen Zustand überführt, der eine harte, verschleißbeständige Arbeitsfläche bietet. Dabei bleibt der sogenannte Segmentfuß eines Brikettiersegmentes, welches in Figur 1 dargestellt ist, duktil und zäh. Die o.a. Verschärfung der Betriebsbedingungen hat jedoch dazu geführt, dass derartige Legierungen keine ausreichende Standzeit mehrbieten. JP 5 135 735 offenbart ein Material aus 1.0-3.0 C, 0.1-2.0 Si, 0.1-2.0 Mn, 3.0-10.0 Cr, 0.1-9.0 Mo, 1.5-10.0 W, 0.5-10.0 Co 3.0-10.0 V und/oder Nb Rest Eisen, das auch sehr Verschleißfest ist.

[0008] Aufgrund des Legierungskonzeptes besteht das Gefüge von Schnellarbeitsstählen aus einer härtbaren metallischen Matrix mit eingelagerten Karbiden, die sowohl primären als auch eutektischen Ursprungs sind. Ein typischer Gusszustand äußert sich durch primär erstarrte Metallzellen, die von einem eutektischen Karbidnetzwerk schalenförmig umschlossen sind, wie in Figur 2 dargestellt. Zudem können vereinzelt blockige Karbide vom Typ MC vorliegen, die aus einer voreutektischen (primären) Ausscheidung resultieren. Weil primäre und eutektische Karbide bei der üblichen Austenitisierung nicht gelöst werden, bleibt die herstellungsbedingte Erstarrungsmorphologie der Karbide erhalten.

[0009] Die mechanischen Eigenschaften von Schnellarbeitsstählen werden über eine Wärmebehandlung eingestellt, bei der sowohl die Härte- als auch die Anlasstemperaturen gut aufeinander abgestimmt sein müssen. Die primäre Zielgröße der Wärmebehandlung ist die gewünschte Festigkeit, hierbei ist ein Maß z.B. die Biegebruchfestigkeit aus dem Vierpunktbiegeversuch, die über eine entsprechende Wahl der Prozessparameter an ein Höchstmaß an Zähigkeit bzw. Duktilität gekoppelt werden soll, als Maß z.B. Bruchzähigkeit aus dem Dreipunktbiegeversuch.

[0010] Aus thermodynamischer Sicht befindet sich die Metallmatrix durch die Wärmebehandlung in einem Ungleichgewichtszustand, so dass grundsätzlich eine Triebkraft für zeitabhängige mikrostrukturelle Gefügeveränderungen vorhanden ist. Während das Gefüge bei Raumtemperatur infolge unzureichender thermischer Aktivierung auch über sehr lange Zeiträume als stabil zu betrachten ist, gilt der Stabilität insbesondere bei steigender Temperatur erhöhte Aufmerksamkeit.

[0011] Zur Beurteilung der Matrixeigenschaften sowie der Gefügestabilität bei erhöhter Temperatur wird oftmals die Mikrohärtemessung herangezogen. Hierbei wird die Mikrowarmhärte durch Indentation eines Messkörpers im Gefügebereich der Legierung ohne Hartphasen, dass heißt in der metallischen Matrix, bei den gewünschten erhöhten Tempe-

raturen anhand des erhaltenen Härteeindrucks gemessen. Es ist zu erwarten, dass die Mikrohärte der Metallmatrix mit zunehmender Temperatur abnimmt.

[0012] Maßgeblich werden die mechanischen Eigenschaften von Schnellarbeitsstählen sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen von der Gefügemorphologie (insbesondere von Karbidart, -form, -größe, -verteilung und -gehalt) beeinflusst, die sich jedoch insbesondere auch auf die Verschleißbeständigkeit auswirkt. Hohe Karbidgehalte steigem den Verschleißwiderstand, sind aber zugleich zähigkeitsmindemd. Karbide vom Typ MC sind z.B. härter als solche vom Typ M_2C oder M_6C und deswegen verschleißresistenter. Längliche, z.B. nadelige bzw. plattenförmige Karbidformen sind in Bezug auf eine mögliche Rissausbreitung kritischer anzusehen als kompakte Karbide. Feine Karbide erhöhen z.B. die Festigkeit, können bei grobem, körnigem Aufgabegut jedoch ohne verschleissschützende Wirkung ausgefurcht werden. Netzförmig verteilte Karbide können z.B. nach einer Anrissbildung vorgezeichnete Pfade für die Rissausbreitung darstellen. Sogenannte Cluster (lokale Karbidansammlungen) können z.B. insbesondere bei Biegebeanspruchung potentielle Anrisskeime verkörpern.

[0013] Aufgabe der Erfindung ist es daher, einen Werkstoff, insbesondere für Presswerkzeuge zur Brikettierung von Partikeln bei erhöhten Temperaturen bereitzustellen, welcher im arbeitsnahen Bereich, z.B. Kopfbereich eines segmentierten Werkzeuges, über einen hohen Verschleißwiderstand bei hohen Arbeitstemperaturen, sowie in arbeitsferneren Bereichen gleichzeitig über eine hohe Bruchsicherheit bzw. einen hohen Widerstand gegen Rissausbreitung verfügt.

[0014] Diese Aufgabe wird durch einen verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoff, insbesondere für ein Presswerkzeug zur Brikettierung, Kompaktierung und/oder Zerkleinerung, vorzugsweise in einer Walzenpresse, dadurch gelöst, dass der Werkstoff eine hartphasenreiche Guß-Legierung auf Eisenbasis mit der chemischen Zusammensetzung

C: 2,3 - 3,7 Gew.-%
Cr: 3,0 - 8,0 Gew.-%
Mo: 4,0 - 8,0 Gew.-%
V: 5,0 - 11,0 Gew.-%
W: 0,5 - 5,0 Gew.-%
Nb: 0,3 - 1,0 Gew.-%
Co: 0,5 - 8,0 Gew.-%
Ti: 0,2 - 1,5 Gew.-%
Al: 0,01 - 1,0 Gew.-%

sowie unvermeidbare Verunreinigungen umfasst. Hierbei sind die Hartphasen als kompakte Hartphasen ausgebildet und in Volumengehalten von 10% bis 50 % in der Legierung dispers und homogen verteilt. Wenigstens 50% der Hartphasen sind primäre Karbide vom Typ MC, wobei die Karbide im wesentlichen Vanadium und Molybdän enthalten, und wenigstens 50 % dieser primären Hartphasen weisen an ihrer schmalsten Stelle eine Größe von mindestens 7 μm auf.

[0015] Ein entsprechender Werkstoff wurde unter Berücksichtigung des gefügemorphologischen und wärmebehandlungstechnischen Einflusses auf die tribologischen und mechanischen Eigenschaften von Werkzeugwerkstoffen für die Brikettierung mittels Walzenpressen bei erhöhten Temperaturen sowie den vorgenannten Anforderungen an einen idealen Werkstoff ermittelt.

[0016] Im folgenden werden kurz die einzelnen Legierungsbestandteile und ihre Aufgabe in dem Werkstoff erläutert:

[0017] Kohlenstoff (C) dient der Karbidbildung sowie der Martensit- und Sekundärhärtung der metallischen Matrix. Hierbei werden mit dem angegebenen Anteil ausreichend Karbide, sowie Kohlenstoff für die Matrix bereitgestellt.

[0018] Vanadium (V) dient der Bildung harter, primärer Karbide vom Typ MC sowie der Erhöhung der Warmfestigkeit durch Schaffung eines hohen Matrixpotentials zur Ausscheidung feiner Sonderkarbide während der Sekundärhärtung.

[0019] Molybdän (Mo) wird zur Beteiligung an der Bildung harter, primärer Karbide vom Typ MC sowie zur Erhöhung der Warmfestigkeit durch Schaffung eines hohen Matrixpotentials zur Ausscheidung feiner Sonderkarbide während der Sekundärhärtung eingesetzt.

[0020] Wolfram (W) wird wegen der Beteiligung am Matrixpotential zur Ausscheidung feiner Sonderkarbide während der Sekundärhärtung beigegeben.

[0021] Kobalt (Co) wird zur Erhöhung der Warmfestigkeit durch Stabilisierung der fein ausgeschiedenen Sonderkarbide und Verschiebung des Sekundärhärtemaximums beigegeben.

[0022] Chrom (Cr) wird zur Beteiligung am Matrixpotential zur Ausscheidung feiner Sonderkarbide während der Sekundärhärtung eingesetzt, sowie zur Verbesserung der Härtbarkeit.

[0023] Titan (Ti) und Aluminium (Al) dienen zur Feinung des Gefüges durch Verbesserung der Keimbildungsbedingungen für primäre Karbide vom Typ MC.

[0024] Niob (Nb) dient der Feinung des Gefüges durch Verbesserung der Keimbildungsbedingungen für primäre Karbide vom Typ MC und zur Erhöhung der Warmfestigkeit durch Schaffung eines hohen Matrixpotentials zur Ausscheidung feiner Sonderkarbide während der Sekundärhärtung

[0025] Ziel der erfindungsgemäßen Legierungsentwicklungen war es, den Verschleißwiderstand durch Anhebung der

Karbidmenge und Optimierung der Karbidzusammensetzung sowie durch Steigerung der Warmfestigkeit einer martensitisch härtbaren Matrix zu erhöhen. Zu diesem Zweck enthält diese Matrix zur Härtung etwa einen Anteil von 0,6 Gew.-% interstitieller Elemente, in diesem Fall Kohlenstoff. Eine Steigerung der Hartphasengehalte und deren Zusammensetzung wurde durch Variationen der Gehalte der stark karbidbildenden Elemente erreicht. Um bei Steigerung des Verschleißwiderstandes gleichzeitig auch noch eine ausreichende Zähigkeit zu gewährleisten, wurde die Morphologie sowie die Verteilung der Karbide durch Keimbildner, also Elemente, die bereits bei vergleichsweise hohen Temperaturen aus der Schmelze erstarren (Al, Ti, Nb), gezielt beeinflusst. Hierdurch konnte eine homogene Verteilung der Hartphasen ermöglicht werden. Der konventionelle Schnellarbeitsstahl HS6-5-3 fungierte als Vergleichswerkstoff für die Entwicklungen.

[0026] Durch die Feinabstimmung der Elemente in den oben genannten Bereichen führt bereits eine Austenitisierungstemperatur unterhalb von 1200 °C zur Bildung eines harten martensitischen Gefüges. Die Legierung wurde hierbei so gewählt, dass nach mehrmaligem Anlassen bei Temperaturen in dem Bereich von 480° - 600 °C der randschichtgehärtete Arbeitsbereich des Werkzeuges eine Makrohärte von mindestens 58 HRC bei Raumtemperatur erreichte.

[0027] Gemäß einer bevorzugten Ausführungsform hat sich eine Legierung bestehend aus: C: 2,5 - 3,4 Gew.-%, Cr: 4,0 - 7,0 Gew.-%, Mo: 5,9 - 7,0 Gew.-%, V: 6,0 - 10,0 Gew.-%, W: 1,5 - 3,0 Gew.-%, Nb: 0,5 - 0,7 Gew.-%, Co: 5,0 - 7,0 Gew.-%, Ti: 0,5 - 0,9 Gew.-%, Al: 0,01 - 0,7 Gew.-%, sowie unvermeidbare Verunreinigungen als vorteilhaft erwiesen. In der Praxis hat sich gezeigt, dass sich die Legierungen in dem angegebenen Bereich durch eine Kombination besonders bevorzugter Eigenschaften auszeichnen. Dieser Bereich wurde auf Grundlage thermodynamischer Gleichgewichtsberechnungen ermittelt und erfüllt die Anforderungen an erfindungsgemäße Legierungen besonders gut.

[0028] Gemäß einer weiteren bevorzugten Ausführungsform können die Legierungsparameter entsprechend der in Anspruch 1 oder 2 genannten Bereiche so gewählt sein, dass sich nach einer Wärmebehandlung eine Mikrowärmhärte von mindestens 550 HV0,05 bei einer Prüftemperatur bis einschließlich 550°C, von mindestens 530 HV0,05 bis einschließlich 580°C, von mindestens 400 HV0,05 bis einschließlich 600°C und von mindestens 370 HV0,05 bis einschließlich 640°C einstellt. Entsprechende Werte sind insbesondere für den Einsatz des Werkstoffes als Presswerkzeug für die Heißbrikettierung von besonderem Vorteil und erhöhen so die Lebensdauer des Werkzeuges deutlich. Die angegebenen Temperaturen beziehen sich hierbei alle auf die Prüftemperatur.

[0029] Hierbei hat sich als die Wärmebehandlung das Härten im Temperaturbereich von 900-1220°C und das ein- oder mehrmalige Anlassen im Sekundärhärtebereich von 150-700°C, vorzugsweise 480-650°C, als besonders geeignet erwiesen.

[0030] Gemäß einer weiteren bevorzugten Ausführungsform können die dispers und homogen verteilten, kompakten Hartphasen in Volumengehalten von 13 bis 50%, vorzugsweise von 13 bis 40 %, besonders bevorzugt von 15 bis 50% in dem Werkstoff enthalten sein.

[0031] Ferner können wenigstens 65%, besonders bevorzugt wenigstens 80% der dispers und homogen verteilten kompakten Hartphasen vom Typ MC vorliegen.

[0032] Beide vorgenannten Merkmale wirken sich insbesondere vorteilhaft auf die Makrohärte und den Verschleißwiderstand des Werkstoffes aus.

[0033] Eine weiter bevorzugte Ausführungsform sieht vor, dass mindestens 50%, bevorzugt mindestens 70% , besonders bevorzugt mindestens 90% der dispers und homogen verteilten primären Hartphasen des Typs MC an ihrer schmalsten Stelle eine Ausdehnung von mindestens 7 μm, bevorzugt mindestens 12 μm, besonders bevorzugt mindestens 15 μm aufweisen. Hierbei sollen auch alle Querkombinationen umfasst werden, d.h. für jeden Volumengehalt werden alle angegebenen Grenzen der schmalsten Stelle beansprucht.

[0034] Vorzugsweise weisen die dispers und homogen verteilten kompakten Hartphasen eine blockige Form mit oder ohne verrundete Ecken, bevorzugt rundliche Form, besonders bevorzugt kugelige Form auf. Die Hartphasen sind hierbei zur Verdeutlichung im Einzelnen in Figur 4 dargestellt. Hierbei zeigt Figur 4a blockige Karbide, die sich durch einen kompakten Aufbau mit relativ scharfen Kanten und Ecken auszeichnen. Rundliche Karbide sind in Figur 4b dargestellt und weisen im Wesentlichen die gleiche kompakte Form wie die blockigen Karbide auf, hierbei sind jedoch die Ecken und Kanten abgerundet ausgebildet. Figur 4c zeigt schließlich einen Idealfall eines runden bzw. kugeligen Karbids. Die Hartphasen können hierbei erfindungsgemäß auch alle genannten Formen gleichzeitig in einem einzelnen Werkstoff aufweisen.

[0035] Nach einem bevorzugten erfindungsgemäßen Verfahren kann der Werkstoff nach dem Urformen einer Randschichtbehandlung zur Erzeugung einer harten Arbeitsfläche zugeführt werden. Hierdurch kann die Härte der Oberfläche gezielt eingestellt werden. Das Urformen erfolgt in der Regel durch Gießen.

[0036] Ferner kann der Werkstoff nach dem Urformen einer durchgreifenden Wärmebehandlung zugeführt werden.

[0037] Eine andere bevorzugte Ausführungsform kann vorsehen, dass der Werkstoff eine durch Randschichthärtung, insbesondere Flammhärtung, einstellbare Oberflächenhärte von mind. 55 HRC, vorzugsweise mind. 58 HRC, besonders bevorzugt mind. 63 HRC bei einer Prüftemperatur von 20°C aufweist. Hierdurch können die Eigenschaften des Werkstoffs gezielt bereitgestellt werden. Eine entsprechende Oberflächenhärte ist insbesondere für den Einsatz in der Kalt- und Heißbrikettierung, sowie bei der Kompaktierung und Zerkleinerung geeignet

[0038] Ferner kann der Werkstoff eine durch Randschichthärtung, insbesondere Flammhärtung einstellbare Oberflächenhärte von mind. 52 HRC, bevorzugt mind. 54 HRC, besonders bevorzugt mind. 56 HRC bei einer Temperatur von 580°C aufweisen. Vorteilhafterweise kann der Werkstoff eine Randschichthärtung, insbesondere Flammhärtung einzustellende Oberflächenhärte von mind. 42 HRC, bevorzugt mind. 45 HRC, insbesondere bevorzugt 48 HRC bei einer Temperatur von 640°C aufweisen. Werkzeuge, die aus entsprechenden Werkstoffen hergestellt sind, können insbesondere bevorzugt bei der Heißbrikettierung eingesetzt werden. Im Gegensatz zu der Mikrowarmhärte gehen bei der HRC-Messung auch die Karbidanteile der Legierung in die Messung ein, d.h. das ganze Gefüge wird als Verbund von Metallmatrix und Hartphasen gemessen.

[0039] Vorteilhafterweise kann die Biegebruchfestigkeit mindestens 820 N/mm^2 betragen und die Bruchzähigkeit mindestens 23 $MPam^{0.5}$, bevorzugt mindestens 25 $MPam^{0.5}$, besonders bevorzugt mindestens 27 $MPam^{0.5}$ betragen. Gemäß einer weiteren bevorzugten Ausführungsform kann die Biegebruchfestigkeit des erfindungsgemäßen Werkstoffes mindestens 900 N/mm^2 betragen und die Bruchzähigkeit mindestens 26 $MPam^{0.5}$, bevorzugt mindestens 29 $MPam^{0.5}$, besonders bevorzugt mindestens 33 $MPam^{0.5}$ betragen. Die Biegebruchfestigkeit wurde durch einen Vier-Punktbiegeversuch gemäß der Norm DIN 51110 und die Bruchzähigkeit durch einen drei Punkt Biegeversuch gemäß der Norm ASTM E 399-90 gemessen. Entsprechende Werte haben sich in der Praxis als besonders vorteilhaft insbesondere für den Einsatz des Werkstoffes als Presswerkzeug bei der Brikettierung erwiesen.

[0040] Der oben beschriebene erfindungsgemäße Werkstoff kann als Gusssegment, Gussstahlring oder im Verbundguss auf Walzenpressen zur Brikettierung, Kompaktierung und Zerkleinerung verwendet werden

[0041] Vorzugsweise kann der Werkstoff zur Heißbrikettierung körniger Stoffe, vorzugsweise für direkt reduziertes Eisen oder Hüttenstäube bei Temperaturen von $400°C < T < 850°C$ sowie zur Kaltbrikettierung bei Temperaturen von $-20 < T < 400°C$ zum Einsatz kommen. Ein entsprechender Werkstoff ist folglich vielseitig einsetzbar und erweitert somit gleichzeitig das Einsatzgebiet von aus diesem gefertigten Werkzeugen.

[0042] Vorteilhafterweise können die Formmulden des herzustellenden Werkzeuges durch Urformen vorgegeben werden, so dass sich das Herstellungsverfahren deutlich verkürzt.

[0043] Ferner können Formmulden des herzustellenden Werkzeuges durch Bearbeitung vor oder nach der Wärmebehandlung, z.B durch Spanen, EDM, ECM, eingebracht werden.

[0044] Gemäß eines weiteren bevorzugten Verfahrens kann der Werkstoff aus der Schmelze zu einem Pulver gasverdüst werden, das durch Sintern mit oder ohne Druck mit oder ohne flüssige Phase verdichtet und zugleich auf einem Stahlsubstrat zur Herstellung eines Segmentes oder Ringes mit Formmulden aufgesintert wird, wobei die Größe der primären Hartphasen maximal 20 μm beträgt. Hierdurch kann der Einsatzbereich des erfindungsgemäßen Werkstoffs auch auf pulvermetallurgische Verfahren erweitert werden, wobei sich bei dieser Herstellung die Größe der primären Hartphasen im Vergleich zur schmelzmetallurgischen Herstellung herstellungsbedingt ändert.

[0045] Gleichermaßen kann der Werkstoff aus der Schmelze zu einem Pulver gasverdüst werden, welches nach dem Befüllen und Evakuieren einer gasdichten Blechkapsel durch heißisostatisches Pressen auf einem festen oder pulverförmigen Stahlsubstrat zur Herstellung eines Segmentes oder Ringes mit Formmulden verdichtet wird, wobei die Größe der primären Hartphasen maximal 7 μm beträgt oder kann über kaltisostatisches Pressen, uniaxiales Pressen, Strangpressen oder Pulverschmieden verdichtet oder durch thermisches Spritzen weiterverarbeitet werden, wobei die Größe der primären Hartphasen maximal 7 μm beträgt.

[0046] Bevorzugte Ausführungsformen der Erfindung werden nachfolgend unter Bezugnahme auf die beigefügte Zeichnung näher erläutert. Es zeigt:

Figur 1 eine Prinzipskizze eines gegossenen Rohlings für ein Brikettiersegment,

Figur 2 eine Rasterelektronenmikroskopaufnahme des Gefüges des konventionellen Schnellarbeitsstahles HS 6-5-3,

Figur 3 Rasterelektronenmikroskopaufnahmen der Legierung gemäß des erfindungsgemäßen Beispieles 1,

Figur 4 und bevorzugte Formen dispers und homogen verteilter kompakter Hartphasen,

Figur 5 eine Darstellung der Mikrowärmhärte über der Prüftemperatur für die drei erfindungsgemäßen Legierungsbeispiele, sowie die konventionelle Legierung HS 6-5-3.

[0047] In Figur 1 ist, wie bereits ausgeführt ein Gußrohling eines Brikettiersegmentes dargestellt. Hierbei umfasst der Gußrohling einen Segmentkopf 1 und einen Segmentfüsse 2. Ein entsprechender Gußrohling wird zunächst vorbereitet, um die Flächen insbesondere hinsichtlich der Durchmesser vorzubearbeiten. Nach einer durchgeführten Wärmebehandlung erfolgt das Einbringen von Förmchen bzw. Formmulden in die Oberfläche des Segmentkopfes 1. Eine Vielzahl entsprechender, zusätzlich einer Endbearbeitung unterworfener Brikettiersegmente werden dann auf einer Walzenober-

fläche angeordnet und bilden eine annähernd geschlossene Arbeitsfläche auf dieser.

[0048] Um eine ausreichende Lebensdauer entsprechender Brikettiersegmente sowohl bei der Kaltwie auch insbesondere der Heißbrikettierung zu gewährleisten, muss der Segmentkopf einen hohen Verschleißwiderstand bei hohen Arbeitstemperaturen aufweisen und der Segmentfuß 2 gleichzeitig über eine hohe Bruchsicherheit bzw. hohen Widerstand gegen Rissausbreitung verfügen. Die vorliegende Erfindung stellt einen Werkstoff zur Verfügung, welcher diese Anforderungen vollständig erfüllt.

[0049] In Figur 3 ist das Gefüge einer Legierungsvariante gemäß eines ersten Beispiels der Erfindung dargestellt. Diese Legierung, welche eine besondere Ausführungsform der Erfindung mit 2.5 Gew.-% C, 4.0 Gew.-% Cr, 5.0 Gew.-% Mo, 6.0 Gew.-% V, 2.0 Gew.-% W, 0.70 Gew.-% Nb, 5.0 Gew.-% Co, 0.90 Gew.-% Ti, 0.05 Gew.-% Al darstellt, wird im folgenden als HB1 bezeichnet. Wie aus den Gefügebildem deutlich wird, ist neben geringen Mengen der Karbidtypen M_2C und M_6C ein hoher Anteil an hochharten Karbiden des Typs MC in eine warmfeste, sekundär gehärtete Metallmatrix eingebettet. Nach dem Austenitisieren mit T_A < 1200 °C und mehrmaligem Anlassen erreichte die erfindungsgemäße Zusammensetzung HB1 eine Makrohärte von 60 HRC bei Raumtemperatur.

[0050] Die besondere Ausführungsform HB1 gemäß Beispiel 1 aus dem erfindungsgemäßen Legierungsbereich mit 2.5 Gew.-% C, 4.0 Gew.-% Cr, 5.0 Gew.-% Mo, 6.0 Gew.-% V, 2.0 Gew.-% W, 0.70 Gew.-% Nb, 5.0 Gew.-% Co, 0.90 Gew.-% Ti sowie geringen Mengen Al stellt einen Werkstoff mit fein verteilten Monokarbiden, eingebettet in eine warmfeste Matrix ohne Hartphasen-Netzwerkbildung zur Verfügung.

[0051] Eine entsprechende Legierung kann durch Einsatz bekannter Gußverfahren unter Verwendung bekannter Parameter hergestellt werden. Im Rahmen der vorliegenden Erfindung wurden folgende Verfahrensschritte und Parameter verwendet. Das Gießen erfolgte im Sandgußverfahren. Hierbei betrugen die Abgußtemperaturen 1400 - 1650°C. Die Abkühlung der Legierung erfolgte im Formkasten. Unter Verwendung der oben genannten Parameter wurde die oben genannte, wie auch die beiden nachfolgenden Legierungsbeispiele als beispielhafte bevorzugte Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung hergestellt.

[0052] Im Einzelnen wurden als Keimbildner für die weitere Ankristallisation von vanadium- und molybdänhaltigen Karbiden des Typs MC geringe Mengen an Nb und Ti zugegeben, die früh in Form von feinverteilten Monokarbiden aus der Schmelze ausgeschieden werden. In die gleiche Richtung zielt die Zugabe von Aluminium, das Sauerstoff und Stickstoff in fein ausgeschiedenen Al-Oxiden bzw. Nitriden abbindet. Zur Gewährleistung einer für einen guten Verschleißwiderstand notwendigen Karbidmenge wurden 6 Gew.-% Vanadium eingesetzt. Für die Warmfestigkeit der Matrix wurden die mischkristallverfestigenden Eigenschaften des Kobalts (5 Gew.-%) sowie in geringem Maße die des Molybdäns genutzt. Um bei dieser Legierung die Bildung von M_6C-Karbiden aus der Schmelze zu minimieren, fand Wolfram mit nur 2 Gew.-% Anwendung. Diese Legierungszusammensetzung bewirkt eine frühe Erstarrung von vanadiumreichen Monokarbiden mit Anteilen an Mo, Ti, Cr sowie Nb und W. Berechnungen und Messungen zufolge enthält die Legierung einen Gesamtkarbidgehalt von 16 Vol.-%. Der Kohlenstoffgehalt wurde auf 2.5 Gew.-% C gesetzt, damit nach Erstarrung der Hartphasen und einem Austenitisieren und Abschrecken noch ca. 0,6 Gew.-% C in der Matrix gelöst sind, um eine martensitisch härtbare Matrix zu gewährleisten.

[0053] Nachfolgend wird ein zweites Beispiel der vorliegenden Erfindung näher erläutert. Eine zweite erfindungsgemäß ausgeführte Legierung, welche nachfolgend als HB2 bezeichnet wird, enthielt 3.1 Gew.% C, 7.0 Gew.-% Cr, 7.0 Gew.-% Mo, 8.0 Gew.-% V, 1.5 Gew.-% W, 0.7 Gew.-% Nb, 5.0 Gew.-% Co, 0.9 Gew.-% Ti und geringe Anteile Al. Die Legierung gemäß Beispiel 2 war auf die Erzielung einer möglichst hohen Karbidmenge bei gleichzeitig warmfester Matrix ausgelegt. Alle karbidbildenden Legierungselemente wurden daher in hohen Konzentrationen zulegiert. Neben den als Keimbildner fungierenden Elementen Titan (0.9 Gew.-%), Niob (0.7 Gew.-%) sowie Aluminium kamen vor allem Vanadium (8.0 Gew.-%) sowie Molybdän (7.0 Gew.-%) zum Einsatz. Molybdän wird zum Teil mit in die Monokarbide eingebaut und bildete ein hartes Mischkarbid zusammen mit Vanadium und Kohlenstoff. Insgesamt wurde ein Karbidgehalt von etwa 21 Vol.-% angestrebt. Der erhöhte Chromgehalt wurde zur Erhöhung der Einhärtetiefe sowie einer Härtesteigerung der Matrix eingesetzt. Das Element Kobalt diente mit 5 Gew.- % der Warmfestigkeitssteigerung. Der Wolframgehalt wurde auf 1.5 Gew.-% gesenkt, um die Bildung unerwünschter M_6C-Karbide zu vermeiden.

[0054] Die große Menge keim- und karbidbildender Elemente bewirkte eine sehr frühe Erstarrung von Monokarbiden aus der Schmelze. Dies bedeutet gleichzeitig, dass andere Phasen, insbesondere die unerwünschten M_6C- sowie M_2C-Karbide, nur in geringem Maße aus der Schmelze entstehen. Durch einen Kohlenstoffgehalt knapp oberhalb von 3 Gew.-% C konnte ein Matrixkohlenstoffgehalt von knapp 0,6 Gew.-% bei Härtetemperaturen unterhalb von 1200 °C realisiert werden. Nach dem Härten wurde durch Anlassen im Sekundärhärtebereich ein ausreichend hartes Gefüge eingestellt, das bei Anwendungstemperaturen knapp unterhalb der Anlasstemperatur eine hohe Warmhärte aufwies.

[0055] Ein drittes erfindungsgemäßes Beispiel einer weiteren erfindungsgemäßen Ausführungsform des genannten Legierungsbereiches wird durch die nachfolgende Legierung, im folgenden HB3 bezeichnet, näher beschrieben. Mit HB3, welche 3.4 Gew.-% C, 6.0 Gew.-% Cr, 7.0 Gew.-% Mo, 10.0 Gew.-% V, 1.5 Gew.-% W, 0.5 Gew.-% Nb, 7.0 Gew.-% Co, 0.9 Gew.-% Ti und geringe Gehalte an Aluminium enthielt, wurde ein Werkstoff bereitgestellt, der auf hohe Verschleißbeständigkeit bei gleichzeitig hoher Warmfestigkeit ausgelegt ist. Neben den warmfestigkeitssteigemden Elementen Kobalt (7.0 Gew.-%) und Molybdän (7.0 Gew.-%), welches in diesem Konzept auch der Bildung von Misch-

karbiden diente, wurde der Gehalt an M_6C-bildendem Wolfram (1.5 Gew.-%) zugunsten des monokarbidbildenden Vanadiums (10 Gew.-%) reduziert. Chrom wurde mit 6 Gew.-% eingebunden, vor allem, um die Einhärtetiefe bei Randschichthärtung zu erhöhen. Der Gehalt an Kohlenstoff betrug bei dieser Legierung 3.4 Gew.-%. Thermodynamischen Gleichgewichtsberechnungen zufolge bietet dieses Legierungskonzept bereits bei moderaten Härtetemperaturen unterhalb von 1150°C einen ausreichenden Kohlenstoffgehalt von etwa 0.53 Gew.-% in der Matrix. Das aus thermodynamischen Berechnungen ermittelte Phasendiagramm weist ein weites Gebiet aus Austenit und Karbid des Typs MC auf, das insbesondere auch einen gewissen Spielraum für den Kohlenstoffgehaft in dieser Legierung erlaubt. Die entstehenden Monokarbide bilden auch hier den dominierenden Karbidtyp, der in einem Gehalt von etwa 24 Vol.-% vorliegt.

[0056] Die Eigenschaften der erfindungsgemäßen Legierungen wie auch die herkömmlicher Schnellarbeitsstähle wurden in verschiedenen Untersuchungen ermittelt und einander gegenübergestellt. Die ermittelten Ergebnisse sind hierbei in der nachfolgenden Tabelle 1 zusammengefasst.

Tabelle 1

Eigenschaften der erfindungsgemäßen Legierungen HB1, HB2 und HB3 im Vergleich mit konventionellen Stählen HS 6-5-3 und HS 6-5-3-5

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Werkstoff	Gesamtkarbidgehalt f (Vol-%)	Abrasiver Verschleißwiderstand W_A (10^3)	Warmhärte von mindestens 530 HV0,05 bei (°C)	Warmhärte bei 580°C (HV0,05)	Widerstand im Korngleitverschleiß bei 550°C W_k (10^9)	σ_B H+A (N/mm²)	σ_B W (N/mm²)	$f*\sigma_B$ H+A (N/mm²) *10^3	$f*\sigma_B$ W (N/mm²) *10^3	K_{IC} H+A (MPam^{0,5}) *10^3	K_{IC} W (MPam^{0,5}) *10^3	$f*K_{IC}$ H+A (MPam^{0,5}) *10^3	$f*K_{IC}$ W (MPam^{0,5}) *10^3	$f*\sigma_B*K_{IC}$ H+A (MPAm^{0,5}) * (N/mm²) *10^3	$f*\sigma_B*K_{IC}$ W (MPAm^{0,5}) * (N/mm²) *10^3
HS6-5-3	10	224	556	420	2,65	1081	690	10,81	6,9	33,3	25,09	333	251	360	173
HS6-5-3-5	10	277	569	520	5,18	965	730	9,65	7,3	30,58	25,42	306	254	295	185
HB1	16	296	590	607	6,63	976	786	15,61	12,57	26,38	26,78	422	428	412	336
HB2	21	373	587	576	6,6		681		14,3	34,16	23,57	717	495		337
HB3	24	257	594	612	6,06		738		17,71	30,56	25,63	733	615		454

Anmerkungen:

H+A gehärtet im Temperaturbereich von 1050-1220°C und dreimal im Sekundärhärtebereich von 460-650°C angelassen

W weichgeglüht im Temperaturbereich von 800-900°C auf ≤350 HB

σ_B Biegebruchfestigkeit

K_{IC} Bruchzähigkeit

[0057] Die Gesamtkarbidmenge des konventionellen Schnellarbeitsstahles HS 6-5-3 liegt im Bereich von 8 bis 11 Vol% und beinhaltet dabei etwa 1 bis 2 Vol% Karbide des Typs MC. Im Gegensatz dazu liegt der Gesamtkarbidgehalt der neuen, erfindungsgemäßen Legierungen HB1, HB2 und HB3 zwischen 16 und 24 Vol% (vergleiche Tabelle 1, Spalte 1) und besteht zum größten Anteil aus harten Karbiden des Typs MC, wie zusätzliche Untersuchungen gezeigt haben, z.B. Rasterelektronenmikroskopaufnahmen und Karbidanalysen.

[0058] Der abrasive Verschleißwiderstand bei Raumtemperatur liegt für HB1, HB2 und HB3 deutlich höher, wie beispielsweise der Stift-Scheibe-Verschleißversuch gegen das Abrasiv Flint der Körnung 220 im Vergleich zum HS 6-5-3 (vergleiche Tabelle 1, Spalte 2) aussagt. Wird zum Beispiel eine Warmhärte der Metallmatrix von mindestens 530 HV0.05 gefordert, so halten die neuen Legierungen HB1, HB2 und HB3 diese Mindesthärte noch bei wesentlich höheren Temperaturen als der konventionelle Werkstoff HS 6-5-3 (Tabelle 1, Spalte 3). Bei einer Temperatur von 580 °C liegen die ermittelten Mindestwerte für die Warmhärte für HB1, HB2 und HB3 signifikant höher als beim konventionellen HS 6-5-3 (Tabelle 1, Spalte 4) . Die Kombination aus hoher Verschleißbeständigkeit und hoher Warmhärte macht sich besonders im Warmverschleißversuch bemerkbar, in dem die Werkstoffproben bei hoher Temperatur einem abrasiven Angriff durch lose Flintteilchen ausgesetzt werden. Die in Tabelle 1, Spalte 5 angegebenen Kennwerte für HB1, HB2 und HB3 übersteigen den Wert für den konventionellen HS 6-5-3 erheblich und verdeutlichen das Potential der erfindungsgemäßen Legierungen für den Werkzeugeinsatz bei hohen Temperaturen.

[0059] Als Maß für die Festigkeit eines Brikettiersegmentes sind in der Tabelle 1 in Spalte 6 die im Vierpunkt-Biegeversuch (4PB) ermittelte Biegebruchfestigkeiten im gehärteten und angelassenen Zustand sowie in der Tabelle 1 in Spalte 7 Biegebruchfestigkeiten im weichgeglühten Zustand der Legierungen HB1, HB2 und HB3 im Vergleich zum konventionellen Werkstoff HS 6-5-3 angegeben. Dabei ist zu beachten, dass ein zunehmender Gehalt an groben Hartphasen unter ansonsten vergleichbaren Bedingungen die Anfälligkeit gegen Bruch für gewöhnlich erhöht. Der erfindungsgemäße Vorteil der ausgeführten Legierungen HB1, HB2 und HB3 liegt in der Kombination aus angemessen

hoher Festigkeit und Verschleißbeständigkeit und kommt daher insbesondere dann zum Vorschein, wenn die Festigkeitswerte mit dem für einen hohen Verschleißwiderstand verantwortlichen Gesamtkarbidgehalt multiplikativ zu einem Kennwert verknüpft werden.

[0060] Dieser Kennwert liegt für die neuen Legierungen HB1, HB2 und HB3 sowohl für den gehärteten und angelassenen Zustand (vergleiche Tabelle 1, Spalte 8) als auch für den weichgeglühten Zustand (vergleiche Tabelle 1, Spalte 9) weit über demjenigen des Vergleichswerkstoffes HS 6-5-3.

[0061] Als Maß für die Zähigkeit eines Brikettiersegmentes sind in Tabelle 1, Spalte 10 die im Dreipunkt-Biegeversuch (3PB) ermittelten Bruchzähigkeiten im gehärteten und angelassenen Zustand sowie in Tabelle 1, Spalte 11 die Bruchzähigkeiten im weichgeglühten Zustand der Legierungen HB1, HB2 und HB3 im Vergleich zum konventionellen Werkstoff HS 6-5-3 angegeben. Dabei ist zu beachten, dass ein zunehmender Gehalt an groben Hartphasen unter ansonsten vergleichbaren Bedingungen die Bruchzähigkeit für gewöhnlich senkt. Der erfindungsgemäße Vorteil der beschriebenen Legierungen HB1, HB2 und HB3 liegt in der Kombination aus angemessen hoher Zähigkeit und Verschleißbeständigkeit und kommt daher insbesondere dann zum Vorschein, wenn die Zähigkeitswerte mit dem für einen hohen Verschleißwiderstand verantwortlichen Gesamtkarbidgehalt multiplikativ zu einem Kennwert verknüpft werden. Dieser Kennwert liegt für die neuen Legierungen HB1, HB2 und HB3 sowohl für den gehärteten und angelassenen Zustand (vergleiche Tabelle 1, Spalte 12) als auch für den weichgeglühten Zustand (vergleiche Tabelle 1, Spalte 13) weit über demjenigen des Vergleichswerkstoffes HS 6-5-3.

[0062] Die geforderten Eigenschaften hoher Verschleißbeständigkeit, Festigkeit und Zähigkeit können schließlich in einem Kennwert aus der multiplikativen Verknüpfung des ermittelten Gesamtkarbidgehaltes, der Biegebruchfestigkeit und der Bruchzähigkeit zum Ausdruck gebracht werden. Auch hierbei wird der erfindungsgemäße Vorteil der ausgeführten Legierungen HB1, HB2 und HB3 im Vergleich zum konventionellen Werkstoff für den gehärteten und angelassenen Zustand (vergleiche Tabelle 1, Spalte 14) sowie den weichgeglühten Zustand (vergleiche Tabelle 1, Spalte 15) überaus deutlich.

[0063] Im Vergleich zur netzförmigen Anordnung der im konventionellen Werkstoff HS 6-5-3 enthaltenen Karbide sollten die harten primären Karbide vom Typ MC in den erfindungsgemäß ausgeführten Legierungen HB1, HB2 und HB3 homogen und möglichst dispers verteilt vorliegen. Wie in Figur 3 an einer Aufnahme eines Gefügeschliffs der Legierung HB1 gezeigt, gelingt dies im beanspruchten Legierungsbereich hervorragend. Das Gefüge umfasst fein verteilte Monokarbide, eingebettet in eine warmfeste Matrix ohne Hartphasen-Netzwerkbildung.

[0064] Figur 5 zeigt schließen graphisch einen Vergleich der bei durchgeführten Messungen erzielen Mikrowarmhärten über die Prüftemperaturen. Es wird deutlich, dass sich die erfindungsgemäßen Legierungen durch deutlich besser Mikrowarmhärten , insbesondere bei höheren Temperaturen auszeichnen.

[0065] Im Einsatz kann ein aus dem erfindungsgemäßen Werkstoff hergestelltes Werkzeug zusammen mit anderen Werkzeugen über eine Schraubverbindung, eine Klemmverbindung oder eine Schrumpfverbindung auf einem Walzenkern fixiert werden.

[0066] Ferner kann der Werkstoff als Werkzeug außer einer segment-, ring- oder walzen- bzw. zylinderförmigen Geometrie auch andere Geometrien wie eine Stab-, Kegel-, Pilz-, Quader-, Würfel-, Pyramiden-, Kugel-, Platten- oder auch eine prismatische, paraboloide oder hyperboloide Form annehmen und lässt sich in verschiedensten Gebieten einsetzen

[0067] Ein entsprechendes Werkzeug kann auch in einer anderen als einer segment-, ring- oder walzen- bzw. zylinderförmigen Geometrie bei einer Verarbeitung mineralischer Güter zum Einsatz kommen, bei der das Werkzeug durch Indentation und/oder Abrasion beansprucht wird.

[0068] Ferner kann es auch in einer anderen als einer segment-, ring- oder walzen- bzw. zylinderförmigen Geometrie bei einer Verarbeitung mineralischer Güter zum Einsatz kommen, bei der das Werkzeug durch Drücken, Scheren, Schlagen, Prallen oder Reiben tribologisch beansprucht wird.

Patentansprüche

1. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff, insbesondere für ein Presswerkzeug zur Brikettierung, Kompaktierung und/oder Zerkleinerung, vorzugsweise in einer Walzenpresse,
   in dem der Werkstoff eine hartphasenreiche Guß-Legierung auf Eisenbasis mit der chemischen Zusammensetzung
   C: 2,3 - 3,7 Gew.-%
   Cr: 3,0 - 8,0 Gew.-%
   Mo: 4,0 - 8,0 Gew.-%
   V: 5,0 - 11,0 Gew.-%
   W: 0,5 - 5,0 Gew.-%
   Nb: 0,3 - 1,0 Gew.-%
   Co: 0,5 - 8,0 Gew.-%

Ti: 0,2 - 1,5 Gew.-%
Al: 0,01 - 1,0 Gew.-%
Rest Fe, sowie unvermeidbare Verunreinigungen
umfasst,
dass die Hartphasen als kompakte Hartphasen ausgebildet und in Volumengehalten von 10% bis 50 % in der Legierung dispers und homogen verteilt sind, wenigstens 50% der Hartphasen primäre Karbide vom Typ MC sind, wobei die Karbide im wesentlichen Vanadium und Molybdän enthalten, und wenigstens 50 % dieser primären Hartphasen an ihrer schmalsten Stelle eine Größe von mindestens 7 μm aufweisen.

2. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach Anspruch 1, bei dem die Guß-Legierung auf Eisenbasis folgende chemische Zusammensetzung umfasst besteht:

C: 2,5 - 3,4 Gew.-%
Cr: 4,0 - 7,0 Gew.-%
Mo: 5,9 - 7,0 Gew.-%
V: 6,0 - 10,0 Gew.-%
W: 1,5 - 3,0 Gew.-%
Nb: 0,5 - 0,7 Gew.-%
Co: 5,0 - 7,0 Gew.-%
Ti: 0,5 - 0,9 Gew.-%
Al: 0,01 - 0,7 Gew.-%, Rest Fe, sowie unvermeidbare Verunreinigungen.

3. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach Anspruch 1 oder 2, bei dem die Legierungsparameter entsprechend der in Anspruch 1 oder 2 genannten Bereiche so gewählt sind, dass sich nach einer Wärmebehandlung eine Mikrowärmhärte bei einer Prüftemperatur von mindestens 550 HV0,05 bis einschließlich 550°C, von mindestens 530 HV0,05 bis einschließlich 580°C, von mindestens 400 HV0,05 bis einschließlich 600°C und von mindestens 370 HV0,05 bis einschließlich 640°C einstellt.

4. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach Anspruch 3, bei dem die Wärmebehandlung das Härten im Temperaturbereich von 900-1220°C und das Anlassen im Sekundärhärtebereich von 150 - 700°C, vorzugsweise von 480-650°C umfasst.

5. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 4, bei dem die dispers und homogen verteilten, kompakten Hartphasen in Volumengehalten von 13 bis 50%, bevorzugt von 13 bis 40 %, besonders besonders bevorzugt von 15 bis 50% in dem Werkstoff enthalten sind.

6. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 5, bei dem wenigstens 65%, besonders bevorzugt wenigstens 80% der dispers und homogen verteilten kompakten Hartphasen mit dem Typ MC vorliegen.

7. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 6, bei dem mindestens 50%, bevorzugt mindestens 70%, besonders bevorzugt mindestens 90% der dispers und homogen verteilten primären Hartphasen des Typs MC an ihrer schmalsten Stelle eine Ausdehnung von mindestens 7 μm, bevorzugt mindestens 12 μm, besonders bevorzugt mindestens 15 μm aufweisen.

8. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 7, bei dem die dispers und homogen verteilten kompakten Hartphasen eine blockige Form mit oder ohne verrundete Ecken, bevorzugt rundliche Form, besonders bevorzugt kugelige Form aufweisen.

9. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 8, bei dem der Werkstoff eine durch Randschichthärtung, insbesondere Flammhärtung einstellbare Oberflächenhärte von mind. 55 HRC, vorzugsweise mind. 58 HRC, besonders bevorzugt mind. 63 HRC bei einer Prüftemperatur von 20°C aufweist.

10. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach Anspruch 1 bis 9, bei dem der Werkstoff eine durch Randschichthärtung, insbesondere Flammhärtung einstellbare Oberflächenhärte von mind. 52 HRC, bevorzugt mind. 54 HRC, besonders bevorzugt mind. 56 HRC bei einer Prüftemperatur von 580°C aufweist.

11. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach Anspruch 1 bis 9, bei dem der Werkstoff eine durch Randschicht-

härtung, insbesondere Flammhärtung einzustellende Oberflächenhärte von mind. 42 HRC, bevorzugt mind. 45 HRC, besonders bevorzugt mind. 48 HRC bei einer Temperatur von 640°C aufweist.

12. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 11, bei dem die Biegebruchfestigkeit mindestens 820 N/mm^2 beträgt und die Bruchzähigkeit mindestens 23 MPam$^{0.5}$, bevorzugt mindestens 25 MPam$^{0.5}$, besonders bevorzugt mindestens 27 MPam$^{0.5}$ beträgt.

13. Verschleißbeständiger, warmfester Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 12, bei dem die Biegebruchfestigkeit mindestens 900 N/mm^2 beträgt und die Bruchzähigkeit mindestens 26 MPam$^{0.5}$, bevorzugt mindestens 29 MPam$^{0.5}$, besonders bevorzugt mindestens 33 MPam$^{0.5}$ beträgt.

14. Verwendung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach einem der Ansprüche 1 bis 13 als Gusssegment, Gussstahlring oder im Verbundguss auf Walzenpressen zur Brikettierung, Kompaktierung und/oder Zerkleinerung.

15. Verwendung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach einem der Ansprüche 1 bis 13 zur Heißbrikettierung körniger Stoffe, vorzugsweise für direkt reduziertes Eisen oder Hüttenstäube bei Temperaturen von 400°C < T < 850°C.

16. Verwendung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach einem der Ansprüche 1 bis 13 zur Kaltbrikettierung bei Temperaturen von -20 < T < 400°C.

17. Verfahren zur Herstellung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach einem der Ansprüche 1 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Werkstoff nach dem Urformen auf einer Randschichtbehandlung zur Erzeugung einer harten Arbeitsfläche zugeführt wird.

18. Verfahren zur Herstellung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach einem der Ansprüche 1 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Werkstoff nach dem Urformen einer durchgreifenden Wärmebehandlung unterworfen wird.

19. Verfahren zur Herstellung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach einem der Ansprüche 1 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Formmulden des herzustellenden Werkzeuges durch das Urformen vorgegeben werden oder durch Bearbeitung vor oder nach der Wärmebehandlung eingebracht werden.

20. Verfahren zur Herstellung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Werkstoff aus der Schmelze zu einem Pulver gasverdüst wird, das durch Sintern mit oder ohne Druck mit oder ohne flüssige Phase verdichtet und zugleich auf einem Stahlsubstrat zur Herstellung eines Segmentes oder Ringes mit Formmulden aufgesintert wird, wobei die Größe der primären Hartphasen maximal 20 μm beträgt.

21. Verfahren zur Herstellung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Werkstoff nach der Schmelze zu einem Pulver gasverdüst wird, welches nach dem Befüllen und Evakuieren einer gasdichten Blechkapsel durch heißisostatisches Pressen auf einem festen oder pulverförmigen Stahlsubstrat zur Herstellung eines Segmentes oder Ringes mit Formmulden verdichtet wird, wobei die Größe der primären Hartphasen maximal 7 μm beträgt.

22. Verfahren zur Herstellung des verschleißbeständigen, warmfesten Werkstoffes nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Werkstoff aus der Schmelze zu einem Pulver gasverdüst wird, das über kaltisostatisches Pressen, uniaxiales Pressen, Strangpressen oder Pulverschmieden verdichtet oder durch thermisches Spritzen weiterverarbeitet wird, wobei die Größe der primären Hartphasen maximal 7 μm beträgt.

Claims

1. Wear-resistant, heat-resistant material, in particular for a pressing tool for briquetting, compacting and/or comminution, preferably in a roller press, in which the material comprises a hard phase-rich casting alloy based on iron and with the chemical composition
C: 2.3-3.7 % by weight,

Cr: 3.0-8.0 % by weight,
Mo: 4.0-8.0 % by weight,
V: 5.0-11.0 % by weight,
W: 0.5-5.0 % by weight,
Nb: 0.3-1.0 % by weight,
Co: 0.5 -8.0 % by weight,
Ti: 0.2-1.5 % by weight,
Al: 0.01-1.0 % by weight,
remainder Fe and unavoidable impurities,
the hard phases are formed as compact hard phases and are homogenously distributed so as to be dispersed in the alloy in volume contents of 10% to 50%, at least 50% of the hard phases being primary carbides of the MC type, wherein the carbides substantially contain vanadium and molybdenum, and at least 50% of these primary hard phases have a size of at least 7 μm at their narrowest point.

2. Wear-resistant, heat-resistant material according to claim 1, wherein the casting alloy based on iron has the following chemical composition:

C: 2.5-3.4 % by weight,
Cr: 4.0-7.0 % by weight,
Mo: 5.9-7.0 % by weight,
V: 6.0-10.0 % by weight,
W: 1.5-3.0 % by weight,
Nb: 0.5-0.7 % by weight,
Co: 5.0 -7.0 % by weight,
Ti: 0.5-0.9 % by weight,
Al: 0.01-0.7 % by weight, remainder iron and unavoidable impurities.

3. Wear-resistant, heat-resistant material according to claim 1 or 2, wherein the alloy parameters are selected in accordance with the ranges cited in claim 1 or 2 such that, following a heat treatment, at a test temperature a micro heat hardness of at least 550 HV0.05 up to and including 550°C, of at least 530 HV0.05 up to and including 580°C, of at least 400 HV0.05 up to and including 600°C and of at least 370 HV0.05 up to and including 640°C is established.

4. Wear-resistant, heat-resistant material according to claim 3, wherein the heat treatment includes hardening in the temperature range from 900-1220°C and annealing in the secondary hardness range from 150-700°C, preferably 480-650°C.

5. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 4, wherein the compact hard phases which are homogenously distributed so as to be dispersed are present in the material in volume contents from 13 to 50%, preferably from 13 to 40%, particularly preferably from 15 to 50%.

6. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 5, wherein at least 65%, particularly preferably at least 80% of the compact hard phases which are homogenously distributed so as to be dispersed are in the form of type MC.

7. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 6, wherein at least 50%, preferably at least 70%, particularly preferably at least 90% of the primary hard phases of the MC type homogenously distributed so as to be dispersed have a dimension of at least 7 μm, preferably at least 12 μm, particularly preferably at least 15 μm, at their narrowest point.

8. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 7, wherein the compact hard phases which are homogenously distributed so as to be dispersed have a block-like form with or without rounded corners, preferably a rounded form, particularly preferably a spherical form.

9. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 8, wherein the material has a surface hardness, adjustable by way of surface hardening, in particular flame hardening, of at least 55 HRC, preferably at least 58 HRC, particularly preferably at least 63 HRC, at a test temperature of 20°C.

10. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 9, wherein the material has a surface

hardness, adjustable by way of surface hardening, in particular flame hardening, of at least 52 HRC, preferably at least 54 HRC, particularly preferably at least 56 HRC, at a test temperature of 580°C.

11. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 9, wherein the material has a surface hardness, adjustable by way of surface hardening, in particular flame hardening, of at least 42 HRC, preferably at least 45 HRC, particularly preferably at least 48 HRC, at a test temperature of 640°C.

12. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 11, wherein the flexural strength is at least 820 N/mm^2, and the fracture toughness is at least 23 $MPam^{0.5}$, preferably at least 25 $MPam^{0.5}$, particularly preferably at least 27 $MPam^{0.5}$.

13. Wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 12, wherein the flexural strength is at least 900 N/mm^2, and the fracture toughness is at least 26 $MPam^{0.5}$, preferably at least 29 $MPam^{0.5}$, particularly preferably at least 33 $MPam^{0.5}$.

14. Use of the wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 13 as a casting segment, cast steel ring or in a compound casting on roller presses for briquetting, compacting and/or comminution.

15. Use of the wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 13 for hot briquetting granular substances, preferably for directly reduced iron or steel plant dust at temperatures of 400°C < T < 850°C.

16. Use of the wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 13 for cold briquetting at temperatures of -20°C < T < 400°C.

17. Method for producing the wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 13, **characterized in that**, after forming, the material is fed to a surface treatment to produce a hard work surface.

18. Method for producing the wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 13, **characterized in that**, after forming, the material is subjected to an extensive heat treatment.

19. Method for producing the wear-resistant, heat-resistant material according to any one of claims 1 to 13, **characterized in that** the moulds of the tool to be produced are predefined by the forming or are introduced by machining before or after heat treatment.

20. Method for producing the wear-resistant, heat-resistant material according to claim 1 or 2, **characterised in that** the material is gas-atomised from the melt to form a powder which is compressed by sintering with or without pressure and with or without a liquid phase and at the same time is sintered onto a steel substrate to produce a segment or ring having moulds, the size of the primary hard phases being 20 μm at most.

21. Method for producing the wear-resistant, heat-resistant material according to claim 1 or 2, **characterised in that** the material is gas-atomised after the melt to form a powder which, after filling and evacuating a gas-tight sheet metal capsule by hot isostatic pressing on a solid or powdery steel substrate is compressed to produce a segment or ring having moulds, the size of the primary hard phases being 7 μm at most.

22. Method for producing the wear-resistant, heat-resistant material according to claim 1 or 2, **characterised in that** the material is gas-atomised from the melt to form a powder which is processed further by cold isostatic pressing, uniaxial pressing, extrusion moulding or powder forging or is processed further by thermal injecting, the size of the primary hard phases being 7 μm at most.

Revendications

1. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur, en particulier pour un moule à compression de briquetage, de compactage et/ou de concassage, de préférence dans une presse à cylindres, dans lequel
le matériau comprend un alliage pour coulée riche en phases dures, à base de fer, présentant la composition chimique suivante :

C : 2,3 à 3,7 % en poids

Cr : 3,0 à 8,0 % en poids
Mo : 4,0 à 8,0 % en poids
V : 5,0 à 11,0 % en poids
W : 0,5 à 5,0 % en poids
Nb : 0,3 à 1,0 % en poids
Co : 0,5 à 8,0 % en poids
Tri : 0,2 à 1,5 % en poids
Al : 0,01 à 1 % en poids
le reste comprenant du Fe, et des impuretés inévitables,
caractérisé en ce que les phases dures sont constituées en tant que phases dures compactes et sont réparties en proportions en volume de 10 % à 50 % dans l'alliage, de façon dispersée et homogène, au moins 50 % des phases dures sont des carbures primaires de type MC, les carbures contenant essentiellement du vanadium et du molybdène et au moins 50 % de ces phases dures primaires présentent, sur leur face la plus étroite, une taille d'au moins 7 μm.

2. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon la revendication 1, dans lequel l'alliage de coulée à base de fer consiste en la composition chimique suivante :

C : 2,5 à 3,4 % en poids
Cr : 4,0 à 7,0 % en poids
Mo : 5,9 à 7,0 % en poids
V : 6,0 à 10,0 % en poids
W : 1,5 à 3,0 % en poids
Nb : 0,5 à 0,7 % en poids
Co : 5,0 à 7,0 % en poids
Ti : 0,5 à 0,9 % en poids
Al : 0,01 à 0,7 % en poids, le reste comprenant du Fe, et des impuretés inévitables.

3. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon la revendication 1 ou 2, dans lequel les paramètres de l'alliage selon les plages mentionnées dans la revendication 1 ou 2 sont choisis de telle sorte qu'après un traitement thermique, une micro-dureté à la chaleur s'instaure, à une température de test d'au moins 550 HV0,05 à 550 °C compris, d'au moins 530 HV0,05 à 580 °C compris, d'au moins 400 HV0,05 à 600 °C compris et d'au moins 370 HV0,05 à 640 °C compris.

4. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon la revendication 3, dans lequel le traitement thermique comprend le durcissement dans une plage de températures de 900 à 1220 °C et le revenu dans la plage de températures secondaires de 150 à 700 °C, de préférence de 480 à 650 °C.

5. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 4, dans lequel les phases dures compactes réparties de façon dispersée et homogène sont contenues en un volume de 13 à 50 %, de préférence de 13 à 40 %, de manière particulièrement préférée de 15 à 50 % dans le matériau.

6. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 5, dans lequel au moins 65 %, de manière particulièrement préférée, au moins 80 % des phases compactes réparties de façon dispersée et homogène présentent le type MC.

7. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 6, dans lequel au moins 50 %, de préférence au moins 70 %, de manière particulièrement préférée, au moins 90 % des phases compactes de type MC réparties de façon dispersée et homogène présentent sur leur face la plus étroite, une dilatation d'au moins 7 μm, de préférence, d'au moins 12 μm, de manière particulièrement préférée, d'au moins 15 μm.

8. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 7, dans lequel les phases compactes réparties de façon dispersée et homogène présentent une forme en bloc comportant ou non des angles arrondis, de préférence, une forme arrondie, de manière particulièrement préférée, une forme sphérique.

9. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 8, le matériau présentant une dureté superficielle ajustable par trempe de couche périphérique, en particulier par trempe à la flamme, d'au moins 55 HRC, de préférence d'au moins 58 HRC, de manière particulièrement préférée, d'au moins 63 HRC à une température

d'essai de 20 °C.

10. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon la revendication 1 à 9, dans lequel le matériau présente une dureté superficielle ajustable par trempe de couche périphérique, en particulier par trempe à la flamme, d'au moins 52 HRC, de préférence d'au moins 54 HRC, de manière particulièrement préférée, d'au moins 56 HRC à une température d'essai de 580 °C.

11. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon la revendication 1 à 9, dans lequel le matériau présente une dureté superficielle ajustable par trempe de couche périphérique, en particulier par trempe à la flamme, d'au moins 42 HRC, de préférence d'au moins 45 HRC, de manière particulièrement préférée, d'au moins 48 HRC à une température de 640 °C.

12. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 11, dans lequel la résistance à la flexion est d'au moins 820 N/mm^2, et la résistance à la rupture est d'au moins 23 $MPam^{0,5}$, de préférence d'au moins 25 $MPam^{0,5}$, de manière particulièrement préféré d'au moins 27 $MPam^{0,5}$.

13. Matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 12, dans lequel la résistance à la flexion est d'au moins 900 N/mm^2, et la résistance à la rupture est d'au moins 26 $MPam^{0,5}$, de préférence d'au moins 29 $MPam^{0,5}$, de manière particulièrement préféré d'au moins 33 $MPam^{0,5}$.

14. Utilisation du matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 13 comme segment de coulée, anneau d'acier fondu ou dans un moulage en feuilles de presses à cylindres pour le briquetage, le compactage et/ou le concassage.

15. Utilisation du matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 13, pour le briquetage à chaud de substances granulaires, de préférence pour le fer ou la poussière de matériaux sidérurgiques directement réduits, à des températures de $400\ °C < T < 850\ °C$.

16. Utilisation du matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 13, pour le briquetage à froid à des températures de $-20 < T < 400\ °C$.

17. Procédé de production de matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 13, **caractérisé en ce que** le matériau est conduit après le moulage initial, à un traitement de couche périphérique pour produire une surface de travail dure.

18. Procédé de production de matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 13, **caractérisé en ce que** le matériau est soumis après le moulage initial, à un traitement thermique radical.

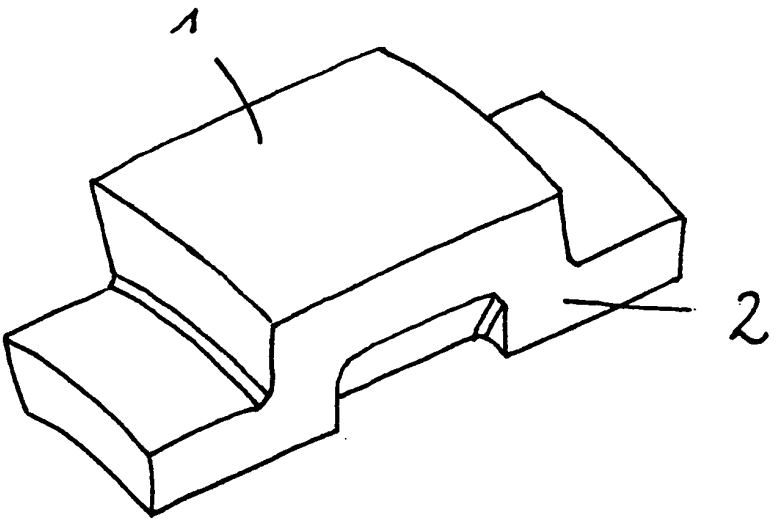
19. Procédé de production de matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon l'une des revendications 1 à 13, **caractérisé en ce que** les moules du matériau à produire sont appliqués par le moulage initial ou sont intégrés par usinage avant ou après le traitement thermique.

20. Procédé de production de matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** le matériau de la masse fondue est pulvérisé par un gaz en une poudre qui est condensée par frittage avec ou sans pression avec ou sans phase liquide et en même temps, est fritté sur un substrat en acier pour produire un segment ou un anneau avec des moules, la taille des phases dures primaires étant au maximum de 20 μm.

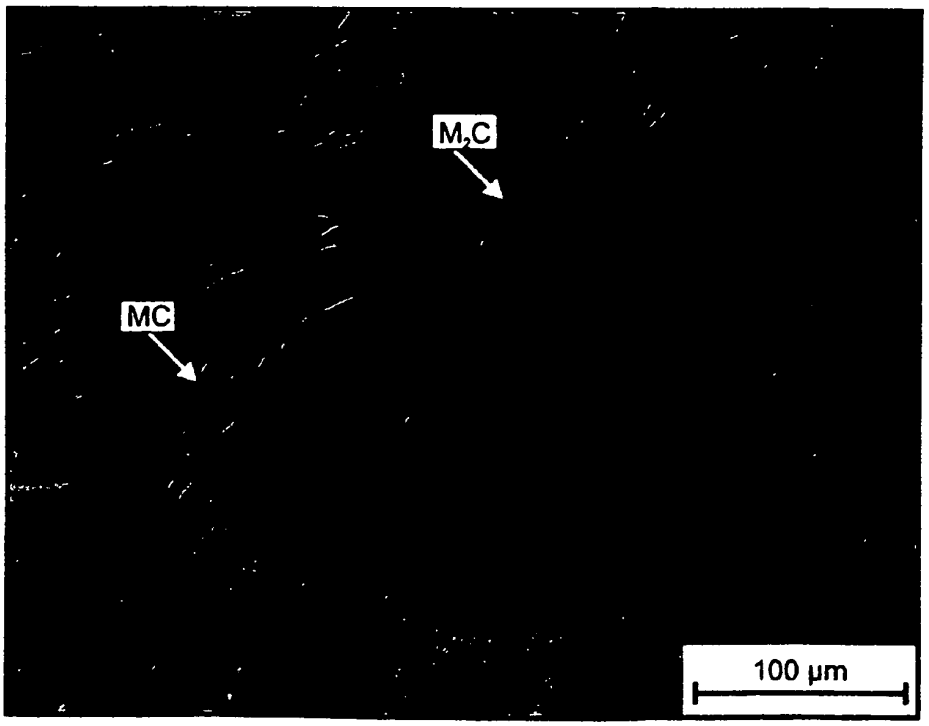
21. Procédé de production de matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** le matériau, après la masse fondue, est pulvérisé par un gaz en une poudre qui est condensée après le remplissage et l'évacuation d'une capsule de tôle étanche au gaz par compression isostatique à chaud sur un substrat en acier solide ou pulvérulent pour produire un segment ou un anneau avec des moules, la taille des phases dures primaires étant au maximum de 7 μm.

22. Procédé de production de matériau résistant à l'usure et à la chaleur selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** le matériau de la masse fondue est pulvérisé par un gaz en une poudre qui est condensée par compression isostatique à froid, compression uni-axiale, extrusion ou forgeage en poudre ou est usiné par injection thermique, la taille des phases dures primaires étant au maximum de 7 μm.

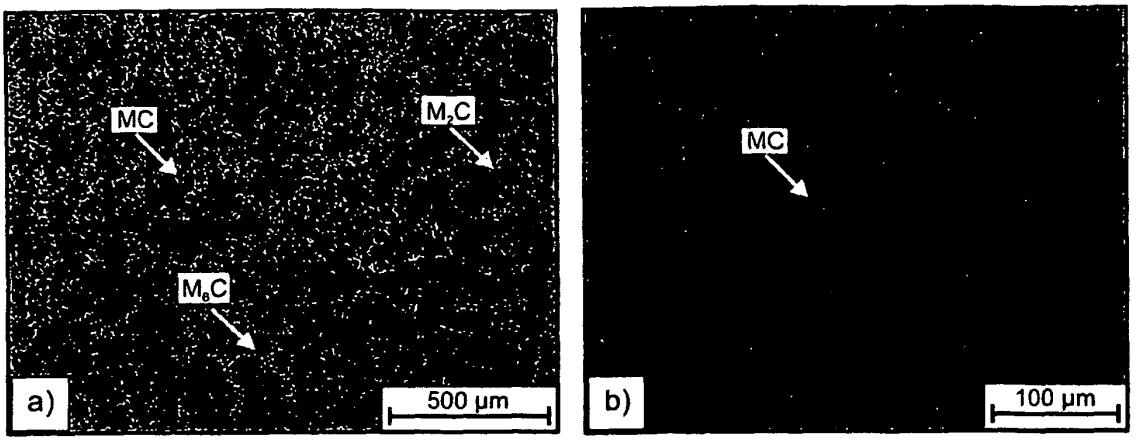
Figur 1



Figur 2



Figur 3



Figur 4

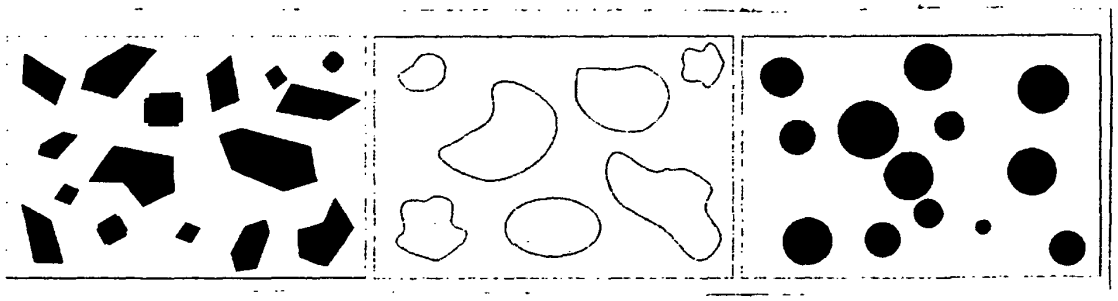
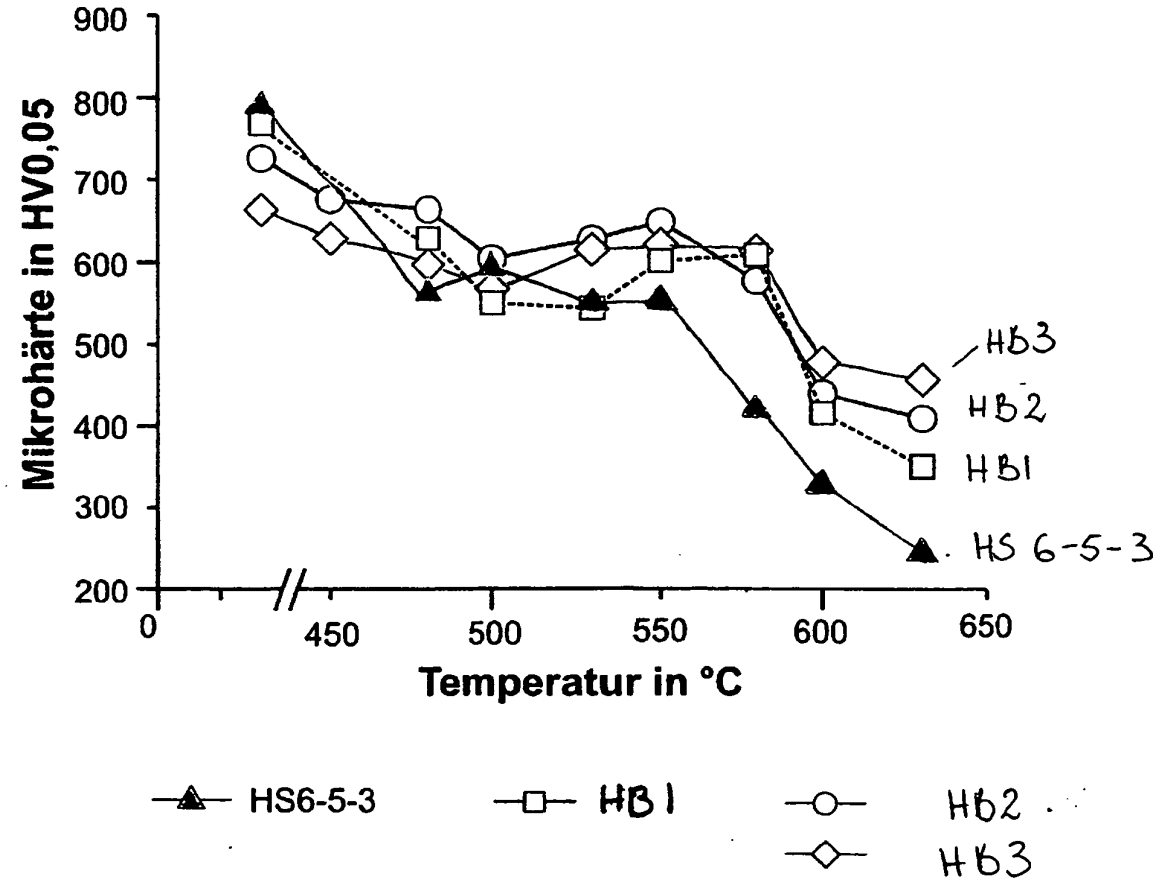


Fig. 4a Fig. 4b Fig. 4c

Figur 5


900
800
700
600
500
400
300
200
0
450
500
550
600
650
Mikrohärte in HV0,05
Temperatur in °C
HB3
HB2
HB1
HS 6-5-3
HS6-5-3
HB1
HB2
HB3

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- JP 5135735 A **[0007]**