



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
27.10.2004 Patentblatt 2004/44

(51) Int Cl.7: **C22C 38/00**

(21) Anmeldenummer: **04450082.5**

(22) Anmeldetag: **01.04.2004**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR
HU IE IT LI LU MC NL PL PT RO SE SI SK TR**
Benannte Erstreckungsstaaten:
AL HR LT LV MK

(30) Priorität: **24.04.2003 AT 6272003**

(71) Anmelder: **BÖHLER Edelstahl GmbH
A-8605 Kapfenberg (AT)**

(72) Erfinder:
• **Schemmel, Ingrid, Dr.
8600 Oberaich (AT)**
• **Marsoner, Stefan, Dr.
8010 Graz (AT)**
• **Liebfahrt, Werner
8605 Parschlug (AT)**

(74) Vertreter: **Wildhack, Helmut, Dr. Dipl.-Ing. et al
Patentanwälte Wildhack - Jellinek
Landstrasser Hauptstrasse 50
1030 Wien (AT)**

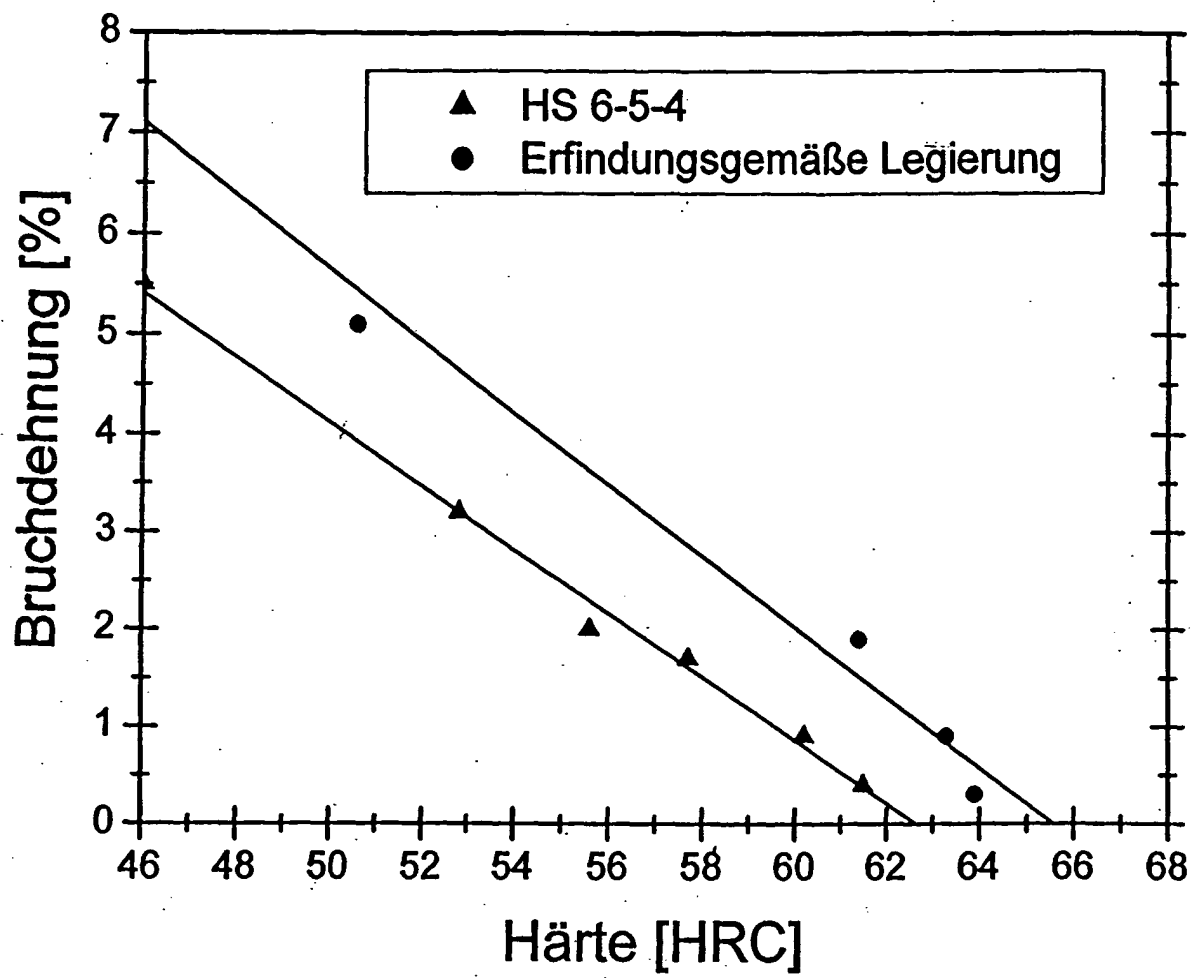
(54) **Kaltarbeitsstahl-Gegenstand**

(57) Die Erfindung betrifft einen Kaltarbeitsstahl-Gegenstand.

Zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere zur Erhöhung der Festigkeit und Duktilität des Werkstoffes ist erfindungsgemäß vorgesehen, dass der Kaltarbeitsstahl-Gegenstand im Wesentlichen eine chemische Zusammensetzung des Werkstoffes in Gew.-%:

Kohlenstoff (C)	mehr als 0,6 und weniger als 1,0
Silizium (Si)	mehr als 0,3 und weniger als 0,85
Mangan (Mn)	mehr als 0,2 und weniger als 1,5
Chrom (Cr)	mehr als 4,0 und weniger als 6,2
Molybdän (Mo)	mehr als 1,9 und weniger als 3,8
Vanadin (V)	mehr als 1,0 und weniger als 2,9
Wolfram (W)	mehr als 1,8 und weniger als 3,4
Kobalt (Co)	mehr als 3,8 und weniger als 5,8
Eisen (Fe)	

sowie erschmelzungsbedingte Begleit- und Verunreinigungselemente als Rest aufweist, wobei der Werkstoff nach einem pulvermetallurgischen Verfahren hergestellt ist und nach einem thermischen Vergüten auf eine Härte von 64 HCR eine Schlagbiegearbeit bei Raumtemperatur von größer 40,0 Joule (J) besitzt.

FIG. 1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft einen Kaltarbeitsstahl-Gegenstand. Näher präzisiert bezieht sich die Erfindung auf einen Kaltarbeitsstahl-Gegenstand mit verbessertem Eigenschaftsprofil, insbesondere mit hoher Festigkeit sowie hoher Duktilität.

[0002] Für eine Kaltmassivumformung, beispielsweise mit Fließpressmatrizen und Stempel zur Herstellung von Bauteilen und auch für Schneidwerkzeuge mit zusätzlich hohen Anforderungen an die Werkstoffzähigkeit, wie Gewindebohrer und dergleichen, werden in der modernen Technik Gegenstände mit insgesamt hohem Material-Eigenschaftsniveau benötigt. Dies ergibt sich auch aus den Aufwendungen, die für die Werkzeugherstellung anfallen, weil eine komplizierte Geometrie eines zu fertigenden Bauteiles zumeist hohe Kosten für eine Werkzeugherstellung bedingen.

[0003] Dieses Erfordernis ist in erster Linie im Hinblick auf eine verbesserte Wirtschaftlichkeit bei einer Großzahl-Herstellung von Bauteilen oder Komponenten zu sehen. Um die Gesamtkosten gering zu halten, soll somit für den jeweiligen Bedarfsfall eine Werkstoffauswahl für das Teil getroffen werden, welche auf Grund der Materialeigenschaften eine höchstmögliche Lebensdauer desselben erreichen lässt.

[0004] Zur Verbesserung der Standzeit eines Kaltarbeitsstahl-Gegenstandes im Einsatz mit insgesamt hoher Beanspruchung sind gleichermaßen die Materialeigenschaften Duktilität zur Verhinderung von Werkzeugbrüchen und Festigkeit zur Sicherung der Maßhaltigkeit auf ein hohes Niveau einzustellen und ein Verschleiß zu minimieren.

[0005] Erhöhte Beständigkeit gegen abrasiven Verschleiß weisen Eisenbasis-Werkstoffe mit hohem Karbidanteil, insbesondere mit hohem Monokarbidanteil in einer harten Matrix auf. Derartige Stähle besitzen zumeist einen hohen Kohlenstoffgehalt bis 2,5 Gew.-% bei einer Konzentration von monokarbidbildenden Elementen bis 15 Gew.-%, also einen hohen Primär-Karbidanteil, haben jedoch eine geringe Materialzähigkeit im thermisch vergüteten Zustand. Durch eine pulvermetallurgische Herstellung lässt sich die Gefügestruktur, insbesondere die Karbidgröße und die Karbidverteilung im Werkstoff des Gegenstandes verbessern, vielfach kann jedoch eine erforderliche Materialzähigkeit nicht erzielt werden.

[0006] Verbesserte Zähigkeitseigenschaften können bei typischen hochlegierten Schnellarbeitsstahl-Werkstoffen, zum Beispiel nach DIN Werkstoff No. 1.3351 bei pulvermetallurgischer Fertigung der Teile erzielt werden, jedoch reicht diese Zähigkeitserhöhung des Materials für besonders beanspruchte Gegenstände nicht aus, sodass im Langzeitbetrieb vielfach ein Ausfall durch Bruch derselben erfolgt.

[0007] Ziel der Erfindung ist nun, einen Kaltarbeitsstahl-Gegenstand zu schaffen, dessen Werkstoff bei hoher Verschleißbeständigkeit und Härte eine erhöhte Zähigkeit sowie eine dergleichen Druckfestigkeit besitzt und eine verbesserte Ermüdungsfestigkeit aufweist. Mit anderen Worten dargelegt: es ist Aufgabe der Erfindung, einen Kaltarbeitsstahl-Gegenstand mit gleichzeitig hohen Festigkeits- und Duktilitäts-Werten zu kennzeichnen, welcher Gegenstand, insbesondere in einer Ausführungsform als Matrizen und Stempel, hohe Wirtschaftlichkeit bei einer Großzahlfertigung von Teilen erbringt.

[0008] Dieses Ziel wird erfindungsgemäß bei einem Kaltarbeitsstahl-Gegenstand mit einer chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes in Gew.-%:

Kohlenstoff (C)	mehr als 0,6 und	weniger als 1,0
Silizium (Si)	mehr als 0,3 und	weniger als 0,85
Mangan (Mn)	mehr als 0,2 und	weniger als 1,5
Phosphor (P)		MAX 0,03
Schwefel (S)		weniger als 0,5
Chrom (Cr)	mehr als 4,0 und	weniger als 6,2
Molybdän (Mo)	mehr als 1,9 und	weniger als 3,8
Nickel (Ni)		weniger als 0,9
Vanadin (V)	mehr als 1,0 und	weniger als 2,9
Wolfram (W)	mehr als 1,8 und	weniger als 3,4
Kupfer (Cu)		weniger als 0,7
Kobalt (Co)	mehr als 3,8 und	weniger als 5,8
Aluminium (Al)		weniger als 0,045
Stickstoff (N)		weniger als 0,2
Sauerstoff (O)		MAX 0,012
Eisen (Fe)		

[0009] sowie erschmelzungsbedingte Begleit- und Verunreinigungselemente als Rest, wobei der Werkstoff nach einem pulvermetallurgischen Verfahren hergestellt ist und nach einem thermischen Vergüten auf eine Härte von 64

HRC eine Schlagbiegearbeit bei Raumtemperatur von größer 40,0 Joule (J) besitzt, erreicht.

[0010] Die mit der Erfindung erreichten Vorteile bestehen im Wesentlichen darin, dass eine Werkstoffzusammensetzung in engen Grenzen sowie eine pulvermetallurgische Herstellung synergetisch die Voraussetzungen für einen Kaltarbeitsstahl-Gegenstand erstellen, welcher nach einem thermischen Vergüten ein gewünschtes Eigenschaftsprofil aufweist.

[0011] In der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes sind die Aktivitäten der Legierungselemente im Hinblick auf eine Gefügeausbildung im vergüteten Zustand und auf geforderte Materialeigenschaften aufeinander wirkungskinetisch abgestimmt.

[0012] Der Kohlenstoffgehalt ist auf die Summe der Karbidbildner in der Legierung ausgerichtet, um einerseits Karbide zu formen und andererseits die Härtebarkeit und die gewünschten Eigenschaften der Matrix zu bestimmen. Konzentrationen von Kohlenstoff von mehr als 0,6 Gew.-% sind erforderlich, um bei den vorgesehenen Maximalgehalten der karbidbildenden Elemente beim Vergüten hohe Härtewerte der Matrix zu erreichen, hingegen sind Gehalte von geringer als 1,0 Gew.-% wichtig, um eine gewünschte Karbidmenge und Karbidmorphologie einzustellen.

[0013] Die karbidbildenden Elemente Chrom (Cr), Molybdän (Mo), Vanadin (V) und Wolfram (W) sind legierungstechnisch gemeinsam zu betrachten, weil deren Kohlenstoffaktivität, wie sich zeigte, in Summe die Zusammensetzung des Austenits- bzw. der kubisch-flächenzentrierten Atomstruktur bei Härtetemperatur und in der Folge die Matrixeigenschaften und die sekundären Karbid-Ausscheidungen nach einem mindestens einmaligen Anlassen bestimmen.

[0014] Dabei ist es wichtig, dass der Vanadin-Gehalt der Legierung in Gew.-% größer als 1,0, jedoch geringer als 2,9 ist, um einerseits ausreichend Monokarbide und andererseits genügend Sekundärhärtepotential darzustellen. Das Sekundärhärtepotential muss dabei mit einem Residual-Vanadin und den Gehalten der Elemente Molybdän (Mo) und Wolfram (W) gesehen werden, weil durch Konzentrationen in Gew.-% von 3,8 Molybdän (Mo), sowie 3,4 Wolfram (W) und größer bereits eine Verschlechterung der Matrixzähigkeit verursacht wird, wo hingegen größere Gehalte als 1,9 Molybdän (Mo) und 1,8 Wolfram (W) für eine vorteilhafte Vanadinmaskierung zur Vermeidung großer scharfkantiger Monokarbide erforderlich sind.

[0015] Für diese Wechselwirkung der Elemente kann es auch wichtig sein, dass der Molybdän-Gehalt um höchstens 10% größer ist als jener von Wolfram (W).

[0016] Für eine Härteannahme und Durchhärtebarkeit des Werkstoffes sind die Elemente Chrom (Cr), Silizium (Si), Mangan (Mn) und in geringem Ausmaß Nickel (Ni) sowie Kobalt (Co) von Bedeutung.

[0017] Silizium-Gehalte von mehr als 0,3 Gew.-% sind zur Sicherstellung niedriger Sauerstoffgehalte im Material erforderlich. Weniger als 0,85 Gew.-% Silizium sollen in der Legierung vorgesehen sein, um einer Ferrit-stabilisierenden Wirkung und einer Verringerung der Härteannahme der Matrix durch dieses Element entgegenzuwirken.

[0018] Mangan als wichtiges, eine erforderliche Abkühlgeschwindigkeit bei der Härtung des Gegenstandes steuerndes Element, soll erfindungsgemäß Gehalte im Werkstoff in Gew.-% von weniger als 1,5 aufweisen. Weil jedoch auch für eine Bindung Restschwefels in der Legierung geringe Mangankonzentrationen erforderlich sind, ist ein Minimalwert von größer als 0,2 Gew.-% vorzusehen.

[0019] Um eine Martensitbildung bei der Abkühlung von einer Härtetemperatur nicht unerwünscht zu beeinflussen, sind Nickelgehalte im Werkstoff von weniger als 0,9 Gew.-% einzustellen.

[0020] Kobalt ist zwar auch wirksam im Hinblick auf die anzuwendende Vergütetechnologie, jedoch wurde erfindungsgemäß diese Wirkung legierungstechnisch berücksichtigt. Für einen Erhalt einer hohen Härte durch Mischkristallverfestigung des Werkstoffes ist eine Konzentration in der Matrix von mehr als 3,8 und weniger als 5,8 Gew.-% Kobalt bedeutungsvoll. In den erfindungsgemäßen Grenzen wird durch Kobalt die Kinetik und die Größe von sekundären Karbidausscheidungen günstig im Hinblick auf die Materialeigenschaften beeinflusst. Es werden sehr feine, die Sekundärhärte darstellende Karbide gebildet und deren Vergrößerungsneigung verringert, wodurch eine wesentlich verzögerte Entfestigung der vergüteten Legierung durch erhöhte Temperaturen erfolgt. Geringere Kobaltgehalte als 3,8 Gew.-% erniedrigen die Härte sowie die Dauerstandsfestigkeit des Materials. Kobaltwerte von 5,8 Gew.-% und höher vermindern wiederum besonders die Zähigkeit des Werkstoffes.

[0021] Es ist bekannt, dass Aluminium teilweise als Substitutionselement für Kobalt fungieren kann und bei Schnellarbeitsstählen die Schneidleistung erhöht. Auf Grund einer Nitridbildungsneigung sowie einer einfachen Verdüsungstechnologie und einer niedrigen Stickstoffkonzentration im Metall von geringer als 0,2 Gew.-% wegen sollte der Aluminiumgehalt in der Legierung weniger als 0,045 Gew.-% betragen.

[0022] Sauerstoffkonzentrationen von größer als 0,012 Gew.-% erniedrigen, wie gefunden wurde, auch bei PM-Erzeugung die mechanischen Eigenschaften des erfindungsgemäß zusammengesetzten Werkstoffes.

[0023] Durch Phosphorgehalte von über 0,03 Gew.-% wird die Herstellbarkeit verschlechtert.

[0024] Für ein Erreichen von besonders vorteilhaften mechanischen Materialeigenschaften, insbesondere von hoher Festigkeit und Duktilität ist erfindungsgemäß eine pulvermetallurgischen Herstellung des Kaltarbeitsstahl-Gegenstandes wichtig. Durch eine legierungstechnisch bewirkte Ausformung von im Wesentlichen runden primären Karbiden mit geringem Durchmesser und einem hohen Reinheitsgrad bei günstiger Gefügeausbildung des Werkstoffes war es möglich, eine üblicherweise von scharfkantigen Karbid- und Verunreinigungspartikeln ausgelöste Rissinitiation zu vermei-

den. Derart ist bei hoher Materialhärte eine hohe Schlagbiegearbeit des Werkstoffes sowie eine günstige Ermüdungsfestigkeit des Stahl- Gegenstandes im Einsatz erreichbar.

[0025] Die Gebrauchseigenschaften eines Kaltarbeitsstahl-Gegenstandes nach der Erfindung können weiter gesteigert werden, wenn ein oder mehrere Element(e) im Werkstoff in einer Konzentration in Gew.-% vorliegen von:

Kohlenstoff (C)	mehr als 0,75 und weniger als 0,94 insbesondere mehr als 0,8 und weniger als 0,9
Silizium (Si)	mehr als 0,35 und weniger als 0,7 insbesondere mehr als 0,4 und weniger als 0,65
Mangan (Mn)	mehr als 0,25 und weniger als 0,9 insbesondere mehr als 0,3 und weniger als 0,5
Phosphor (P)	MAX 0,025
Schwefel (S)	weniger als 0,34 insbesondere MAX 0,025
Chrom (Cr)	mehr als 0,4 und weniger als 5,9 insbesondere mehr als 4,1 und weniger als 4,5
Molybdän (Mo)	mehr als 2,2 und weniger als 3,4 insbesondere mehr als 2,5 und weniger als 3,0
Nickel (Ni)	weniger als 0,5
Vanadin (V)	mehr als 1,5 und weniger als 2,6 insbesondere mehr als 1,8 und weniger als 2,4
Wolfram (W)	mehr als 2,0 und weniger als 3,0
Kupfer (Cu)	weniger als 0,45 insbesondere MAX 0,3
Kobalt (Co)	mehr als 4,0 und weniger als 5,0 insbesondere mehr als 4,2 und weniger als 4,8
Aluminium (Al)	weniger als 0,065 insbesondere mehr als 0,01 und weniger als 0,05
Stickstoff (N)	mehr als 0,01 und weniger als 0,1 insbesondere mehr als 0,05 und weniger als 0,08
Sauerstoff (O)	MAX 0,01 insbesondere MAX 0,09

[0026] Von besonderem Vorteil für hohe Zähigkeitswerte und gute Dauerstandseigenschaften des Gegenstandes ist, wenn ein oder mehrere Verunreinigungselement(e) im Werkstoff eine Konzentration in Gew.-% aufweisen von:

Zinn (Sn)	MAX 0,02
Antimon (Sb)	MAX 0,022
Arsen (As)	MAX 0,03
Selen (Se)	MAX 0,012
Wismuth (Bi)	MAX 0,01

[0027] Die Reinheit und somit auch die mechanischen Eigenschaften des Materials, insbesondere die Zähigkeit, können gefördert werden, wenn das pulvermetallurgische Verfahren ein Verdüsen der Schmelze mit hochreinem Stickstoff zu Metallpulver mit einer Pulverkomgröße von höchstens 500 µm und in der Folge im Wesentlichen ein Einbringen des Pulvers unter Vermeidung von Sauerstoffzutritt in ein Gefäß und ein heißisostatisches Pressen des Metallpulvers im verschlossenen Gefäß zur Erstellung eines Rohlings umfasst.

[0028] Für eine wirtschaftliche Fertigung eines Kaltarbeitsstahl-Gegenstandes, aber auch der Materialeigenschaften wegen, kann es günstig sein, wenn der heißisostatisch gepresste Rohling durch Warmumformung weiterverarbeitet ist.

[0029] Wenn, wie vorgesehen sein kann, der Kaltarbeitsstahl-Gegenstand eine Druckfließgrenze von mehr als 2700 MPa, gemessen bei einer Härte von 61 HRC besitzt, sind höchst zuverlässige Fließpressmatrizen mit komplizierten feingliedrigen Formteilen herstellbar, welche auch im Langzeitbetrieb geringe Abnutzung der Oberfläche und dergleichen Rissgefahr zeigen.

[0030] Von Vorteil für einen harten Prägeeinsatz mit stoßartiger Belastung im Langzeitbetrieb kann nach der Erfindung vorgesehen sein, dass der Kaltarbeitsstahl-Gegenstand nach einem thermischen Vergüten auf eine Härte von 64 HRC eine Schlagbiegearbeit bei Raumtemperatur von größer 80,0 Joule (J), vorzugsweise von größer 100 Joule (J), besitzt.

[0031] Im Folgenden soll die Erfindung anhand von wissenschaftlichen Erprobungen sowie Erprobungsergebnissen im Vergleich und Schlußfolgerungen erläutert werden.

[0032] Zur Kennzeichnung des erfindungsgemäßen Gegenstandes wurde die Schlagbiegearbeit bei Raumtemperatur gemäß DIN 51222 von ungekerbten Proben 7 x 10 x 55 mm herangezogen, weil derartige Werte die genaue Beurteilung des Zähigkeitsverhaltens ermöglichen.

[0033] Für eine Ermittlung der Bruchdehnung und der plastischen Arbeit aus dem statischen einachsigen Zugversuch wurden Sonderzugproben mit im Durchmesser verlaufend vergrößerten Einspannköpfen in Kugelform verwendet, wobei die Einspannvorrichtung in der Prüfmaschine der Kugelkopfgeometrie Rechnung trug. Derartige Untersuchungen sind in der Literatur (6th International Tooling Conference, The Use of Tool Steels: Experience and Research, Karlstad University 10 - 13 September 2002 , Material Behaviour of Powder- Metallurgically Processed Tool Steels in Tensile

and Bending Tests, Seite 169 -178) beschrieben.

[0034] Die 0,2 % Stauchgrenze des Werkstoffes wurde im Druckversuch nach DIN 50106 bei Raumtemperatur ermittelt.

[0035] Eine Prüfung des Abrasionsverschleißes erfolgte mit SiC- Schleifpapier P 120.

[0036] Die Werkstoffprüfung verwendet unterschiedliche Methoden zur Charakterisierung von Festigkeit und Duktilität von metallischen Werkstoffen. Der wichtigste Versuch ist der einachsige Zugversuch. Mit diesem Versuch können wesentliche Festigkeits- und Duktilitätskennwerte bestimmt werden. Darüber hinaus erlaubt dieser Versuch Aussagen über das Verfestigungsverhalten der Werkstoffe unter einachsiger Zugbeanspruchung.

[0037] In Fig. 1 ist die Bruchdehnung des erfindungsgemäßen Werkstoffes im Vergleich mit einem Schnellstahl HS-6-5-4 in Abhängigkeit von einer mit einer thermischen Vergütung eingestellten Materialhärte dargestellt, wobei die Prüfung unter Verwendung der oben beschriebenen Proben erfolgte.

[0038] Die Bruchdehnung der erfindungsgemäßen Legierung liegt im gesamten Härtebereich der Werkstoffe höher als diejenige des Vergleichsstahles und weist insbesondere im oberen Härtebereich von 58 HRC bis 62 HRC eine bis 4mal höhere Bruchdehnung auf.

[0039] Die gegenüber dem Stand der Technik vorteilhafte Eigenschaftskombination von hoher Festigkeit und hoher Duktilität des erfindungsgemäßen Werkstoffes zeigt sich im Vergleich der plastischen Arbeit, welche aus dem statischen einachsigen Zugversuch ermittelt wird, besonders signifikant. Bei im Wesentlichen gleichem Anlaßzustand wurde am Werkstoff gemäß der Erfindung bei Raumtemperatur eine um etwa 20% höhere plastische Arbeit im Zugversuch bei einer Materialhärte von 63 HRC ermittelt. Bei einer Materialhärte von 61,5 HRC wurde eine Steigerung der plastischen Arbeit um etwa 50% festgestellt, wobei als Vergleichsmaterial die pulvermetallurgisch hergestellten Schnellarbeitsstähle HS-10-2-5-8-PM und HS-6-5-3-PM herangezogen wurden.

[0040] Neben der herausragenden Eigenschaftskombination von Festigkeit und Duktilität, welche oben gezeigt wurde, verfügt die erfindungsgemäße Legierung über eine sehr gute abrasive Verschleißfestigkeit, welche im SiC-Schleifpapiertest ermittelt wurde. Diese Eigenschaft wurde trotz eines gegenüber in diesem Anwendungsfeld verwendeten Standard-PM-Legierungen verminderten Primärkarbidgehaltes erzielt.

[0041] Der mittlere Verschleißwert beträgt für die angegebenen Legierungen einen Wert von $7g^{-1}$ bei einer Härte von 61 HRC.

Patentansprüche

1. Kaltarbeitsstahl-Gegenstand mit einer chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes in Gew.-%:

Kohlenstoff (C)	mehr als 0,6 und	weniger als 1,0
Silizium (Si)	mehr als 0,3 und	weniger als 0,85
Mangan (Mn)	mehr als 0,2 und	weniger als 1,5
Phosphor (P)		MAX 0,03
Schwefel (S)		weniger als 0,5
Chrom (Cr)	mehr als 4,0 und	weniger als 6,2
Molybdän (Mo)	mehr als 1,9 und	weniger als 3,8
Nickel (Ni)		weniger als 0,9
Vanadin (V)	mehr als 1,0 und	weniger als 2,9
Wolfram (W)	mehr als 1,8 und	weniger als 3,4
Kupfer (Cu)		weniger als 0,7
Kobalt (Co)	mehr als 3,8 und	weniger als 5,8
Aluminium (Al)		weniger als 0,045
Stickstoff (N)		weniger als 0,2
Sauerstoff (O)		MAX 0,012
Eisen (Fe)		

sowie erschmelzungsbedingte Begleit- und Verunreinigungselemente als Rest, wobei der Werkstoff nach einem pulvermetallurgischen Verfahren hergestellt ist und nach einem thermischen Vergüten auf eine Härte von 64 HRC eine Schlagbiegearbeit bei Raumtemperatur von größer 40,0 Joule (J) besitzt.

2. Kaltarbeitsstahl-Gegenstand nach Anspruch 1, wobei ein oder mehrere Element(e) im Werkstoff eine Konzentration in Gew.-% aufweisen von:

EP 1 471 160 A1

5	Kohlenstoff (C)	mehr als 0,75 und weniger als 0,94, insbesondere mehr als 0,8 und weniger als 0,9
	Silizium (Si)	mehr als 0,35 und weniger als 0,7 insbesondere mehr als 0,4 und weniger als 0,65
	Mangan (Mn)	mehr als 0,25 und weniger als 0,9 insbesondere mehr als 0,3 und weniger als 0,5
	Phosphor (P)	MAX 0,025
	Schwefel (S)	weniger als 0,34
		insbesondere MAX 0,025
10	Chrom (Cr)	mehr als 0,4 und weniger als 5,9
		insbesondere mehr als 4,1 und weniger als 4,5
	Molybdän (Mo)	mehr als 2,2 und weniger als 3,4
		insbesondere mehr als 2,5 und weniger als 3,0
15	Nickel (Ni)	weniger als 0,5
	Vanadin (V)	mehr als 1,5 und weniger als 2,6
		insbesondere mehr als 1,8 und weniger als 2,4
	Wolfram (W)	mehr als 2,0 und weniger als 3,0
20	Kupfer (Cu)	weniger als 0,45
		insbesondere MAX 0,3
	Kobalt (Co)	mehr als 4,0 und weniger als 5,0
		insbesondere mehr als 4,2 und weniger als 4,8
25	Aluminium (Al)	weniger als 0,065
		insbesondere mehr als 0,01 und weniger als 0,05
	Stickstoff (N)	mehr als 0,01 und weniger als 0,1
		insbesondere mehr als 0,05 und weniger als 0,08
30	Sauerstoff (O)	MAX 0,01
		insbesondere MAX 0,009

3. Kaltarbeitsstahl-Gegenstand nach Anspruch 1 oder 2, wobei ein oder mehrere Verunreinigungselement(e) im Werkstoff eine Konzentration in Gew.-% aufweisen von:

Zinn (Sn)	MAX 0,02
Antimon (Sb)	MAX 0,022
Arsen (As)	MAX 0,03
Selen (Se)	MAX 0,012
Wismuth (Bi)	MAX 0,01

4. Kaltarbeitsstahl-Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 3, wobei das pulvermetallurgische Verfahren ein Verdüsen der Schmelze mit Stickstoff zu Metallpulver mit einer Pulverkomgröße von höchstens 500 µm und in der Folge im Wesentlichen ein Einbringen des Pulvers unter Vermeidung von Sauerstoffzutritt in ein Gefäß und ein heißisostatisches Pressen des Metallpulvers im verschlossenen Gefäß zur Erstellung eines Rohlings umfasst.
5. Kaltarbeitsstahl-Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 4, wobei der heißisostatisch gepresste Rohling durch Warmumformung weiterverarbeitet ist.
6. Kaltarbeitsstahl-Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 5, welcher eine Druckfließgrenze von mehr als 2700 MPa gemessen bei einer Härte von 61 HRC besitzt.
7. Kaltarbeitsstahl-Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 6, welcher nach einem thermischen Vergüten auf eine Härte von 64 HRC eine Schlagbiegearbeit bei Raumtemperatur von größer 80,0 Joule (J), vorzugsweise von größer 100 Joule (J) besitzt.

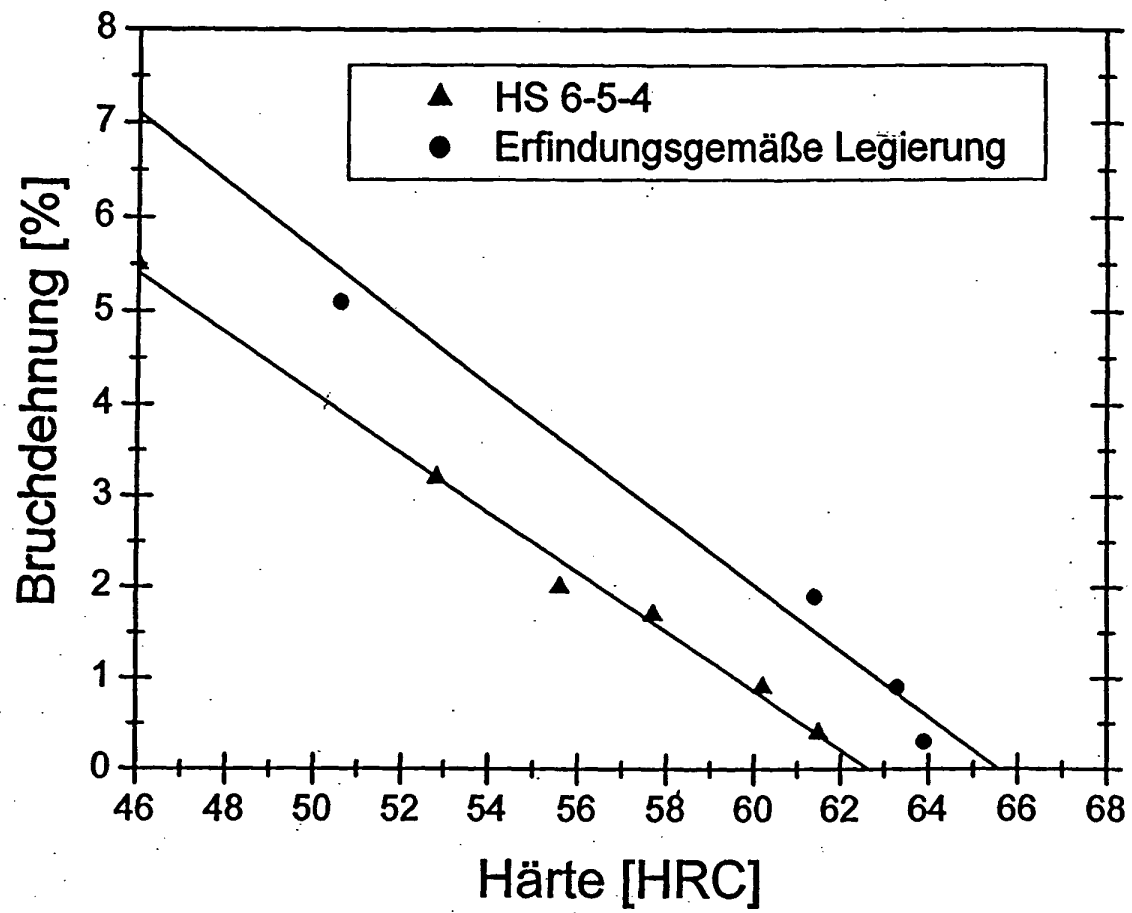


FIG. 1



Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung

EP 04 45 0082

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.7)
A	JP 07 316739 A (DAIDO STEEL CO LTD) 5. Dezember 1995 (1995-12-05) * Zusammenfassung *	1-7	C22C38/00
A	EP 1 249 511 A (BOEHLER EDELSTAHL) 16. Oktober 2002 (2002-10-16) * das ganze Dokument *	1-7	
A	JP 62 250158 A (SUMITOMO METAL IND LTD) 31. Oktober 1987 (1987-10-31) * Zusammenfassung *	1-7	
A	US 5 753 005 A (ISHII KEI ET AL) 19. Mai 1998 (1998-05-19) * das ganze Dokument *	1-7	
A	JP 06 246338 A (SANYO SPECIAL STEEL CO LTD) 6. September 1994 (1994-09-06) * Zusammenfassung *	1-7	
A	EP 0 648 851 A (CRUCIBLE MATERIALS CORP) 19. April 1995 (1995-04-19) * das ganze Dokument *	1-7	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int.Cl.7)
A	JP 08 100239 A (DAIDO STEEL CO LTD) 16. April 1996 (1996-04-16) * Zusammenfassung *	1-7	C22C
A	JP 03 236445 A (HITACHI METALS LTD) 22. Oktober 1991 (1991-10-22) * Zusammenfassung *	1-7	
A	JP 04 180541 A (HITACHI METALS LTD) 26. Juni 1992 (1992-06-26) * Zusammenfassung *	1-7	
A	US 5 522 914 A (STASKO WILLIAM ET AL) 4. Juni 1996 (1996-06-04) * das ganze Dokument *	1-7	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 4. August 2004	Prüfer Brown, A
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			

EPO FORM 1503 03 82 (P04C03)

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT
ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 04 45 0082

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.

Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

04-08-2004

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP 7316739	A	05-12-1995	KEINE	
EP 1249511	A	16-10-2002	AT 409389 B	25-07-2002
			AT 5862001 A	15-12-2001
			BR 0106358 A	15-04-2003
			CA 2371320 A1	11-10-2002
			CN 1388263 A	01-01-2003
			EP 1249511 A1	16-10-2002
			RU 2221073 C1	10-01-2004
			US 2003095886 A1	22-05-2003
JP 62250158	A	31-10-1987	KEINE	
US 5753005	A	19-05-1998	JP 3517505 B2	12-04-2004
			JP 9195006 A	29-07-1997
			BE 1011021 A5	06-04-1999
			GB 2309228 A ,B	23-07-1997
JP 6246338	A	06-09-1994	JP 2711788 B2	10-02-1998
EP 0648851	A	19-04-1995	AT 182183 T	15-07-1999
			CA 2131652 A1	28-03-1995
			DE 69419474 D1	19-08-1999
			DE 69419474 T2	16-03-2000
			DK 648851 T3	29-11-1999
			EP 0648851 A1	19-04-1995
			ES 2135544 T3	01-11-1999
			GR 3031225 T3	31-12-1999
			JP 7179908 A	18-07-1995
			US 5522914 A	04-06-1996
JP 8100239	A	16-04-1996	JP 2636816 B2	30-07-1997
JP 3236445	A	22-10-1991	JP 2960496 B2	06-10-1999
JP 4180541	A	26-06-1992	KEINE	
US 5522914	A	04-06-1996	AT 193732 T	15-06-2000
			DE 69517408 D1	13-07-2000
			DE 69517408 T2	21-12-2000
			DK 726332 T3	14-08-2000
			EP 0726332 A2	14-08-1996
			ES 2148437 T3	16-10-2000
			GR 3034251 T3	29-12-2000
			PT 726332 T	30-11-2000
			AT 182183 T	15-07-1999

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT
 ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 04 45 0082

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentedokumente angegeben.

Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am

Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

04-08-2004

Im Recherchenbericht angeführtes Patentedokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
US 5522914 A		CA 2131652 A1	28-03-1995
		DE 69419474 D1	19-08-1999
		DE 69419474 T2	16-03-2000
		DK 648851 T3	29-11-1999
		EP 0648851 A1	19-04-1995
		ES 2135544 T3	01-11-1999
		GR 3031225 T3	31-12-1999
		JP 7179908 A	18-07-1995

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82