



(11) **EP 1 990 438 A1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:  
**12.11.2008 Patentblatt 2008/46**

(51) Int Cl.:  
**C22C 38/10<sup>(2006.01)</sup>**

(21) Anmeldenummer: **08450060.2**

(22) Anmeldetag: **22.04.2008**

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

(72) Erfinder:  
• **Caliskanoglu, Ziya Devrim**  
**8600 Bruck/Mur (AT)**  
• **Mitterer, Christian**  
**8700 Leoben (AT)**

(30) Priorität: **08.05.2007 AT 7072007**

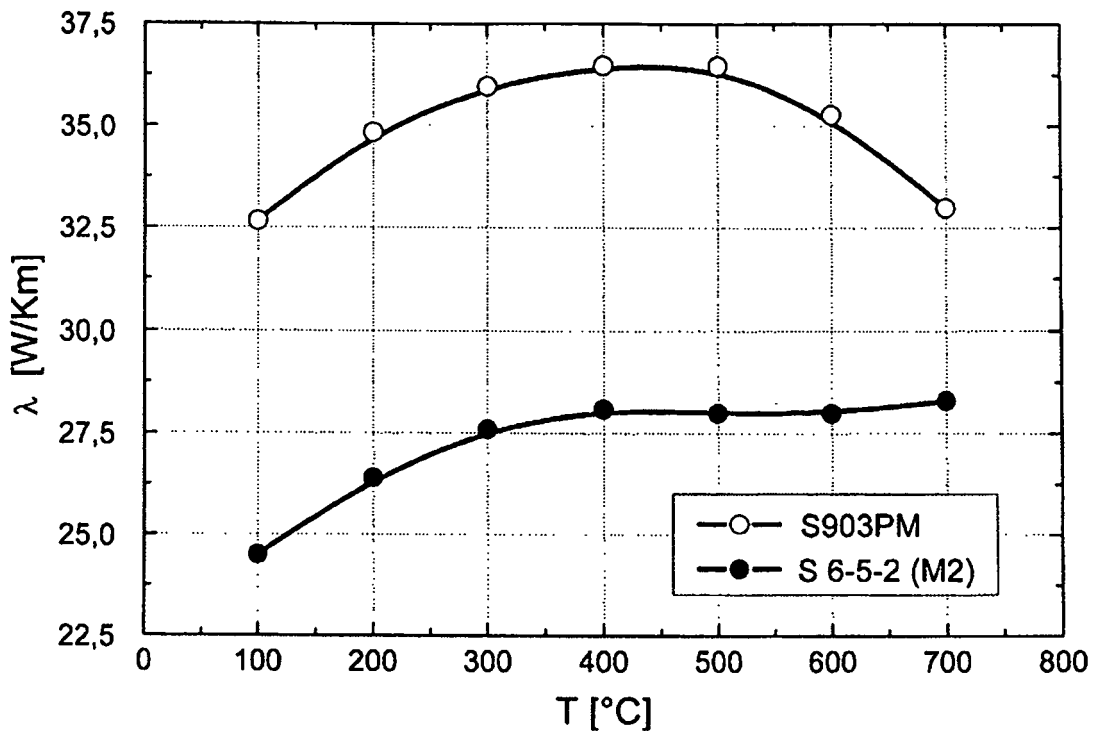
(74) Vertreter: **Wildhack, Helmut**  
**Patentanwälte Wildhack - Jellinek**  
**Landstrasser Hauptstrasse 50**  
**1030 Wien (AT)**

(71) Anmelder: **Böhler Edelstahl GmbH & Co KG**  
**8605 Kapfenberg (AT)**

(54) **Werkzeug mit Beschichtung**

(57) Um die Standzeit eines Werkzeuges bei einer spanabhebenden Bearbeitung von Metallen z.B. bei einer Abspannung von Titanlegierungen, Nickel-Basislegierungen oder austenitischen Stählen zu erhöhen, ist erfindungsgemäß vorgesehen, den Körperteil des Werk-

zeuges aus einer ausscheidungshärtbaren Eisen-Co-balt-Molybdän/Wolfram-Stickstoff-Legierung zu bilden und diesen nach dem PVD- oder CVD-Verfahren mit einer Beschichtung, welche eine einphasig kristalline Struktur aufweist, zu versehen.



**Fig. 1**

**EP 1 990 438 A1**

## Beschreibung

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein Werkzeug oder einen Gegenstand, welches bzw. welcher eine Beschichtung trägt, die nach einem PVD- oder CVD-Verfahren aufgebracht ist. Bevorzugt bezieht sich die Erfindung auf ein Werkzeug zur spanabhebenden Bearbeitung von Metallen, insbesondere von austenitischen Stählen, Nickel-Basislegierungen und Titan sowie Titanlegierungen.

**[0002]** Ausscheidungshärtbare Eisen-Cobalt-Molybdän- und/oder Wolfram-Legierungen sind als Werkzeugwerkstoffe bekannt und Stand der Technik. Eine Herstellung von größeren Werkzeugen aus diesen sogenannten Schnellschnitt-Legierungen ist jedoch mit einer Anzahl von Problemen verbunden, weil einerseits eine hohe Entmischungsneigung bei der Erstarrung der Schmelze gegeben und andererseits eine Warmumformung des Werkstoffes nur in engen Grenzen bei hoher Temperatur möglich sind.

**[0003]** Es wurde schon vorgeschlagen (WO 01/91 962), das Werkzeug als Verbundwerkzeug auszubilden, wobei nur kleine Schneidteile aus einer Eisen-Cobalt-Wolfram-Legierung bestehen, die mit einem Trägerteil, meist aus einem legierten Stahl, durch Schweißen verbunden sind. Eine Verbesserung der Gebrauchseigenschaften der Schneidteile sollte durch eine pulvermetallurgische (PM-) Herstellung erreicht werden.

**[0004]** Um eine Schneidhaltigkeit von Werkzeugen zu erhöhen, ist seit langem bekannt und üblich, zumindest die Arbeitsbereiche der Schneidwerkzeuge mit einer Oberflächen-Hartschicht zu versehen. Nach der Erstellung des Werkzeuges in seiner Form und einer thermischen Vergütung desselben erfolgt dabei ein Aufbringen mindestens einer Hartstoffschicht, zumeist aus Karbid und/oder Nitrid sowie Carbonitrid und/oder Oxid, insbesondere der Elemente Ti und/oder Al und/oder Cr, nach dem PVD- oder CVD-Verfahren bei einer Temperatur zwischen 500°C und 680°C, allenfalls unter der Anlasstemperatur der Werkzeugstahllegierung, insbesondere der Schnellarbeitsstahllegierung.

**[0005]** Auch für Hartmetalle ist eine Hartstoffbeschichtung bekannt und findet für derartige Werkzeuge in hohem Umfang Anwendung.

**[0006]** Die eingangs genannten ausscheidungsgehärteten Fe-Co-Mo/W-Legierungen als Schneidteilwerkstoffe erbrachten vormals insbesondere bei einer Bearbeitung von Ti-Basiswerkstoffen und dgl. Materialien verbesserte Standzeiten der Werkzeuge. Die technologische Weiterentwicklung von beschichteten Schnellarbeitsstahl-Werkzeugen verbesserte jedoch deren Güte und Gebrauchseigenschaften derart, dass auch gleichartig beschichtete Werkzeuge aus kohlenstofffreien, ausscheidungsgehärteten (Fe-Co-Mo-) Schneidteilen ein etwa gleiches Eigenschaftsprofil bzw. gleiche Schneidhaltigkeit bei der Abspannung aufweisen.

**[0007]** Hier setzt die Erfindung an, der die Aufgabe zugrunde liegt, ein Werkzeug oder einen Gegenstand zu schaffen, welches bzw. welcher, insbesondere bei einer spanabhebenden Bearbeitung von Metallen, wie Titan, eine wesentlich verbesserte Leistung aufweist.

**[0008]** Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß bei einem Werkzeug oder Gegenstand gelöst, welches bzw. welcher aus einer im Wesentlichen kohlenstofffreien, ausscheidungsgehärteten Eisen-Cobalt-Molybdän/Wolfram-Stickstoff-Legierung besteht und eine Beschichtung trägt, die nach dem PVD- oder CVD-Verfahren aufgebracht ist und eine einphasig kristalline Struktur aufweist.

**[0009]** Die Vorteile der Erfindung sind synergetisch in einer legierungstechnischen Optimierung sowie der gewählten Herstellungsart des Grundkörpers und in der Beschichtungsausbildung zu sehen.

**[0010]** Durch einen erfindungsgemäß vorgesehenen Stickstoffgehalt der Fe-Co-Mo/W-N-Legierung wird nicht nur ein günstiges Ausscheidungsverhalten der intermetallischen Phase mit verbesserter Homogenität erreicht, sondern es werden auch die Ankeimbedingungen bzw. die Haftungsbedingungen für eine Hartstoffschicht vorteilhaft beeinflusst.

**[0011]** Eine PM-Herstellung verbessert dabei die Gleichmäßigkeit einer feinen Gefügestruktur und wirkt sich günstig auf die Verformbarkeit des Werkstoffes aus.

**[0012]** Die nach der Erfindung auf das Werkzeug unter verbesserter Haftung aufgebraachte einphasig kristallin strukturierte Beschichtung hat neben einer hohen Härte und einer hohen Zähigkeit auch eine geringe Oberflächenrauheit, was bei einer Abspannung von insbesondere zähen Metallen, wie sich gezeigt hat, besondere Vorteile im Hinblick auf eine verminderte Werkzeugerwärmung und einen verbesserten Spanaustrag bringt.

**[0013]** Mit anderen Worten: Die Vorteile des erfindungsgemäßen Gegenstandes oder dgl. Werkzeuges sind, wie sich zeigte, in einer Synergie begründet.

Mittels einer pulvermetallurgischen Herstellung des Grundkörpers, welcher eine bedeutend höhere Wärmeleitfähigkeit aufweist, wird ein Gefüge mit feiner Verteilung der Phasen des Werkstoffes erreicht, wobei im Vergleich mit höchstlegierten Schnellstählen keine merkbare Materialerweichung bei hohen Temperaturen, z.B. bei 600°C, eintritt. Wichtig ist auch das Legierungselement Stickstoff mit einer Mindestkonzentration von 0.005 Gew.-%, insbesondere von 0.01 Gew.-% im Substrat, weil sich dadurch die Haftung der aufwachsenden Beschichtung wesentlich verstärkt ausbildet. Schließlich erweist sich eine einphasig kristalline Schicht mit kubisch-flächenzentrierter Struktur als überlegen, weil diese einerseits verbesserte, mechanische Eigenschaften hat und andererseits eine geringe Oberflächenrauigkeit aufweist, was insbesondere bei spanabhebenden Werkzeugen Vorteile bringt.

**[0014]** Insgesamt werden die Gebrauchseigenschaften des Gegenstandes verbessert, insbesondere die Schneidhal-

## EP 1 990 438 A1

tigkeit eines spanenden Werkzeuges wesentlich verlängert.

**[0015]** Bevorzugt besteht das Körperteil aus einer Legierung, enthaltend in Gew.-%:

5	Cobalt	Co	15.0	bis 30.0
	Molybdän	Mo		bis 20.0
	Wolfram	W		bis 25.0
	Molybdän + 0.5 Wolfram	Mo + W/2	10.0	bis 22.0
	Stickstoff	N	0.005	bis 0.12

10

Eisen (Fe) und herstellungsbedingte Verunreinigungen als Rest.

**[0016]** Es hat sich gezeigt, dass die vorstehend angegebene Legierung in weiten Grenzen der chemischen Zusammensetzung sich auch für eine Verdüsung des Flüssigmetalls und die nachfolgende Erstarrung zu weitestgehend homogenen, kleinen Pulverkörnern besonders gut eignet. Dabei ergeben sich auch verbesserte Verformungsbedingungen des heißisostatisch gepressten (HIP) Blockes.

15

**[0017]** Die Herstellbarkeit eines warmgeformten Gegenstandes, aber auch das Eigenschaftsprofil des Grundkörpers eines Werkzeuges und letztlich des Werkzeuges selbst, können weiter verbessert werden, wenn das Körperteil unter Verwendung eines pulvermetallurgischen (PM-) Verfahrens zur Blockherstellung und aus einer Legierung, enthaltend in Gew.-%:

20

25	Cobalt (Co)	20.0	bis 30.0
	Molybdän (Mo)	11,0	bis 19.0
	Stickstoff (N)	0.005	bis 0.12
	Silicium (Si)	0.1	bis 0.8
	Mangan (Mn)	0.1	bis 0.6
	Chrom (Cr)	0.02	bis 0.2
	Vanadium (V)	0.02	bis 0.2
	Wolfram (W)	0.01	bis 0.9
30	Nickel (Ni)	0.01	bis 0.5
	Titan (Ti)	0.001	bis 0.2
	Niob/Tantal (Nb/Ta)	0.001	bis 0.1
	Aluminium (Al)		MAX 0.043
	Kohlenstoff (C)		MAX 0.09
35	Phosphor (P)		MAX 0.01
	Schwefel (S)		MAX 0.02
	Sauerstoff (O)		MAX 0.032

40

Eisen (Fe) und herstellungsbedingte Verunreinigungen als Rest

mit der Maßgabe, dass das Verhältnis der Konzentrationen von Cobalt zu Molybdän einen Wert von 1.3 bis 1.9 aufweist,

45

$$\frac{\text{Co}}{\text{Mo}} = 1.3 - 1.9$$

50

hergestellt ist und die Oberfläche des Werkzeuges oder Gegenstandes eine Beschichtung mit einer Dicke von mindestens 0.8 µm trägt.

**[0018]** Eine legierungstechnische Optimierung der chemischen Zusammensetzung gemäß der vorgeordneten Werte betrifft die Konzentrationen der Basiselemente, das Verhältnis von Cobalt zu Molybdän, eine enge Begrenzung der Mikrolegierungselemente und eine Limitierung der Verunreinigungen im Werkstoff. Der Stickstoffgehalt ist ambivalent einerseits hinsichtlich der Mikrostruktur, andererseits bezüglich einer Haftung und einer Beschichtungsart vorteilhaft wirksam.

55

**[0019]** Ergebnisse von umfangreichen Untersuchungen zeigten, dass die Verwendung von hauptsächlich Molybdän als ein Basiselement bei kleinen Wolframwerten Vorteile bei einer Bildung der Phase (FeCo)<sub>7</sub>Mo<sub>a</sub> und in der Folge im Härteverhalten aufweist, wobei für eine Härteannahme bei der thermischen Vergütung ein Cobalt- zu Molybdänverhältnis

## EP 1 990 438 A1

in engen Grenzen günstig ist.

**[0020]** Von den Mikrolegierungselementen in den genannten Gehaltsbereichen, welche für die Herstellung und für das Eigenschaftsprofil des Werkstoffes vorteilhaft wirksam sind, sind hervorragend die Elemente Silicium und Mangan zu nennen, die insbesondere schädliche Korngrenzenablagerungen verringern.

**[0021]** Die Verunreinigungselemente Aluminium und Kohlenstoff sind ambivalent wirksam, sollten jedoch die angegebenen Höchstwerte der Konzentrationen nicht überschreiten. Phosphor, Schwefel und Sauerstoff hingegen sind als Schädlinge zu werten, welche möglichst niedrige Gehalte in der Legierung aufweisen sollten.

**[0022]** Eine weitere Verbesserung der Werkstoffkennwerte ist erreichbar, wenn ein oder mehrere Legierungsbestandteil(e) oder Begleitelement(e) eine Konzentration in Gew.-% aufweist (aufweisen):

Co	24.0	bis	27.0
Mo	13.5	bis	17.5
N	0.008	bis	0.01
Si	0.2	bis	0.6
Mn	0.1	bis	0.3
Cr	0.03	bis	0.07
V	0.025	bis	0.06
W	0.03	bis	0.08
Ni	0.09	bis	0.2
Ti	0.003	bis	0.009
Nb / Ta	0.003	bis	0.009
Al	0.001	bis	0.009
C	0.01	bis	0.07
P		MAX	0.008
S		MAX	0.015

**[0023]** Dabei kann ein zusätzlicher Vorteil erreicht werden, wenn das Verhältnis der Konzentrationen Co zu Mo in der Legierung einen Wert von 1.5 bis 1.8 aufweist.

$$\frac{\text{Co}}{\text{Mo}} = 1.5 - 1.8$$

**[0024]** Wenn, wie erfindungsgemäß für das Werkzeug oder den Gegenstand vorgesehen sein kann, die Härte des Körperteiles einen Wert von 66 HRC, insbesondere von 67 HRC übersteigt, kann eine höchstmögliche Stabilität der Beschichtung erreicht werden. Auch bei einer kleinflächigen Druckbelastung, also einer örtlich hohen, spezifischen Flächenbelastung, verhindert eine hohe Härte des Körperteiles bzw. des Grundkörpers ein Einbrechen der spröden Hartstoffschicht. Eine verbesserte Stützung der Beschichtung am Substrat mit hoher Härte bewirkt eine unversehrt bleibende Hartschicht, verhindert ein teilweises Abblättern derselben und verlängert dadurch die mögliche Einsatzdauer des Werkzeuges.

**[0025]** Wenn nach einer Ausführungsform der Erfindung das Körperteil vom Werkzeug oder vom Gegenstand aus einer vorgenannten Legierung, mit einer Warmverformung des heißisostatisch verdichteten (HIP) Blockes mit einem Verformungsgrad von mindestens 2.5-fach hergestellt ist, kann derart die Werkstoffzähigkeit trotz hoher Materialhärte gesteigert sein.

**[0026]** Das eingangs genannte erfindungsgemäße Werkzeug bzw. ein dgl. Gegenstand weist eine Beschichtung mit einer weitgehend einphasig kristallinen Struktur auf. Eine vorwiegend einphasige, kubisch-flächenzentrierte Atomstruktur der aufgetragenen Schicht kann erst bei einer Beschichtungstemperatur von im Wesentlichen über 500°C erreicht werden.

**[0027]** Bei wissenschaftlichen Untersuchungen wurde gefunden, dass das energetische Potenzial, bestehend aus thermodynamischer und kinetischer Energie im Mikrobereich bei der Schichtbildung bzw. beim Schichtaufbau einen entscheidenden Einfluss auf die Ausformung des Gefüges der aufwachsenden Schicht ausübt. Eine hohe Energie fördert die Diffusion der Atome bei einer stängeligen Schichtformung und bewirkt dadurch eine kompakte, zusammenhängende, kubisch-flächenzentrierte, elektrisch leitende, im Wesentlichen einphasige Schichtstruktur mit hoher Schichthärte. Eine hexagonale Atomstruktur einer Schicht ist zwar hart, aber auch spröde und elektrisch nicht leitend.

**[0028]** Wenn nun erfindungsgemäß am Substrat mit einer vorgenannten, chemischen Zusammensetzung beim Schichtaufbau eine hohe Energie- bzw. Temperaturbelastung im Mikrobereich ohne Abfall der Materialhärte erreicht wird, sind harte, glatte und zähe Oberflächenbeschichtungen erstellbar, die auch der hohen Substrathärte wegen bei örtlichen Belastungen eine geringe Durchbruchneigung haben und somit eine hohe Güte des Werkzeuges oder Gegenstandes bewirken.

**[0029]** Für eine weitgehende Vermeidung von gegebenenfalls amorphen und/oder hexagonalen Teilen in den aufgetragenen Schichten wird für eine einphasig kristalline Ausbildung derselben zumeist eine Temperatur von ca. 520°C bis 600°C in PVD- oder CVD-Verfahren angewendet. Derartig hohe Beschichtungstemperaturen können allerdings eine Rückwirkung auf die Werkstoffhärte eines Grundkörpers bzw. Körperteiles aus üblichen Werkzeugstählen z.B. Schnellarbeitsstählen haben.

**[0030]** Beispielhaft soll die Erfindung anhand von Daten und Ergebnissen aus Untersuchungsarbeiten näher erläutert werden.

**[0031]** Eine Versuchsschmelze mit Konzentrationen in Gew.-% der Basiselemente: Cobalt 25 Molybdän 15 Wolfram 0.1 Stickstoff 0.02 der Mikrolegierungselemente: Silicium 0.29 Mangan 0.21 Chrom 0.05 Vanadium 0.03 Nickel 0.1 Titan 0.004 Niob/Tantal 0.004 der Verunreinigungselemente: Aluminium 0.002 Kohlenstoff 0.028 Phosphor 0.002 Schwefel 0.0021 Eisen Rest wurde mit Gas verdüst, das daraus gebildete Metallpulver in eine Kapsel mit einem Durchmesser von 423 mm Ø gefüllt, in dieser druckdicht eingeschlossen und diese Kapsel einem heißisostatischen Pressvorgang (HIP) unterworfen.

**[0032]** Am derart erstellten HIP-Block mit einem Durchmesser von ca. 400 mm Ø erfolgte eine Warmwalzung bei hoher Temperatur auf einen Rundstab mit einem Durchmesser von 31 mm Ø.

**[0033]** Aus dem Rundstab wurden Proben gefertigt, welche bei werkstofftechnologischen Untersuchungen zum Einsatz kamen.

**[0034]** Weiters erfolgte ein Verwendung dieses Rundmaterials für eine Herstellung eines Umfangfräasers für Zeitstandsuntersuchungen des Werkzeuges.

**[0035]** Um einen Vergleich der erfindungsgemäßen Legierung, welche in den Untersuchungsprotokollen die Bezeichnung S 903 PM trug, bzw. der mit dieser gebildeten Werkzeuge mit Schneidwerkstoffen anderer Art erstellen zu können, wurden Schnellarbeitsstähle der Sorte S 6-5-2 (M2) und ein Super-Schnellarbeitsstahlwerkzeug der Marke S-ISO-PM aus der Produktion herausgezogen.

**[0036]** Nachfolgend ist die jeweilige, chemische Zusammensetzung in Gew.-% der Vergleichswerkstoffe angegeben:

S 6-5-2 (M2): C = 0.91, Cr = 4.15, Mo = 5.1, V = 1.82, W = 6.39, Fe und Verunreinigungen = Rest.

S-ISO-PM: C = 1.612, Cr = 4.79, Mo = 2.11, V = 5.12, W = 10.49, Co = 8.12, Fe und Verunreinigungen = Rest.

**[0037]** Die Ergebnisse von Untersuchungen der erfindungsgemäßen Legierung bzw. Beschichtung bzw. Werkzeuge sind aus den Schaubildern, gegebenenfalls im Vergleich mit den genannten Schnellarbeitsstählen aus Fig. 1 bis Fig. 7 zu sehen.

**[0038]** Es zeigen:

Fig. 1 Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes in Abhängigkeit von der Temperatur

Fig. 2 Werkstoffhärte in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur

Fig. 3 Warmhärte des Werkstoffes in Abhängigkeit von der Zeit

Fig. 4 Härte einer Beschichtung in Abhängigkeit von der Abscheidungstemperatur

Fig. 5 Beschichtungsstruktur (Stand der Technik)

Fig. 6 Beschichtungsstruktur in einphasig kristalliner Ausbildung

Fig. 7 Werkzeugverschleiß in Abhängigkeit von der Einsatzzeit

**[0039]** Aus Fig. 1 ist ersichtlich, dass eine Fe-Co-Mo-N-Legierung, im vorliegenden Fall der Werkstoff S 903 PM, insbesondere im Bereich zwischen RT und 600°C eine wesentlich höhere Wärmeleitfähigkeit aufweist als ein Schnellarbeitsstahl vom Typ S 6-5-2 (M2). Dies führt bei einer Abspannung mit einem erfindungsgemäßen Werkzeug zu einer vergrößerten Wärmeableitung vom Schneidbereich in den Werkzeugkörper, wodurch eine erhöhte Stabilität des Materials und ein verringerter Verschleiß der Schneiden erreicht werden können.

**[0040]** Bei einer thermischen Vergütung der erfindungsgemäßen Fe-Co-Mo-N-Legierung (S 903 PM) erfolgt, wie in Fig. 2 dargestellt, vorerst ein Lösungsglühen zumeist im Vakuum bei einer Temperatur im Bereich von 1160°C bis 1200°C, insbesondere bei etwa 1180°C, gefolgt von einem Ablöschen vorzugsweise mit Stickstoff bei Unterdruck. Ein anschließendes Anlassen des lösungsgeglühten Werkstoffes führt zu einer Ausscheidung von im Wesentlichen (Fe-Co)<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub>-Phasen, wodurch bis zu einer Anlasstemperatur von etwa 590°C ein Materialhärteanstieg bis über 68 HRC erfolgt. Eine hohe Materialhärte von ca. 66 HRC kann noch bei einer Anlasstemperatur von 620°C erreicht werden.

**[0041]** Im Vergleich mit einem Schnellarbeitsstahl S 6-5-2 (M2), der von 1210°C abgelöscht wurde, erbringt, wie in

Fig. 2 veranschaulicht ist, ein Fe-Co-Mo-N-Werkstoff wesentlich höhere Härtewerte bei hohen Anlasstemperaturen, wodurch aufgebrauchte Beschichtungen, insbesondere mit einphasig kristalliner Struktur, bei hoher örtlicher Kraftereinwirkung keine Durchbruchsneigung zeigen.

**[0042]** Wird, wie in Fig. 3 dargestellt, die Warmhärte bei 600°C des Fe-Co-Mo-N-Werkstoffes (S 903 PM) mit jener eines Schnellarbeitsstahles S 6-5-2 (M2) in Abhängigkeit von der Glühzeit verglichen, so ist im Gegensatz zum Schnellarbeitsstahl bis 1000 min kein Abfall der Härtewerte des Grundkörpers eines erfindungsgemäßen Werkzeuges gegeben.

**[0043]** Die Härte und der Elastizitätsmodul von einer auf einem Substrat nach dem PVD- oder CVD-Verfahren abgetragenen Schicht steigt mit höheren Beschichtungstemperaturen an. Gleichzeitig wird die Rauigkeit der Oberfläche der aufgetragenen Schicht insbesondere einer mit einphasig kristalliner Struktur verringert.

**[0044]** Vom Fachmann bzw. gemäß Fachmeinung wurde erwartet, dass eine einphasig kristalline Struktur aufweisende PVD- oder CVD-Schicht eine schlechte Haftung am Substrat aufweist. Untersuchungen von mit Stickstoff legierten, ausscheidungsgehärteten Fe-Co-Mo-N-Gegenständen haben jedoch gezeigt, dass eine bei hohen Temperaturen aufgetragene, kristalline Schicht eine wesentlich höhere Sicherheit gegen eine Ablösung vom Grundkörper hat. Eine streng wissenschaftliche Erklärung dafür liegt noch nicht vor; es kann jedoch angenommen werden, dass die Gehalte an Stickstoff im Substrat ein Ankeimen einer ( $\Sigma$  Me<sub>x</sub>Al<sub>y</sub>)N-Schicht mit obiger Struktur fördert.

**[0045]** Eine erhöhte Stickstoffkonzentration an der Oberfläche des Werkzeug-Körperteiles kann auch durch Aufsticken desselben auf einen Stickstoffgehalt bis 0.4 Gew.-% erreicht werden. Derart ist, wie vorstehend ausgeführt, eine günstige Kinetik für ein Aufwachsen der Schicht am Substrat erzielbar.

**[0046]** Durch Röntgenuntersuchungen kann die Struktur einer auf einem Substrat oder Werkzeug aufgetragenen PVD- oder CVD-Schicht ermittelt werden. Einphasig kristalline, kubisch-flächenzentrierte Struktur aufweisende Hochtemperatur-Schichten zeigen bei gleicher Röntgen-Strahlungsintensität aufgrund der Gitterebenen der Kristalle einen wesentlich höheren Reflexionsgrad im Winkelbereich der Verbindung TiN/AlN, wie in Fig. 4 veranschaulicht ist.

**[0047]** Die Versuchsergebnisse von Schichten gemäß Fig. 4 zeigen, dass im Vergleich mit Niedrigtemperatur-Schichten, die bis 375°C aufgetragene wurden (unteres Teubild), bei 575°C aufgetragene Hochtemperatur-Schichten eine mindestens 5-fache, vorzugsweise eine mindestens 10-fache, Intensität, gemessen in Impulsen durch TiN/AlN bei 2 Theta (2  $\Theta$ ) zwischen 60 und 80 aufweisen.

**[0048]** Aus dem Rundmaterial gemäß der vorhin dargelegten Erzeugung wurde, wie erwähnt, ein Fräser mit Schleifzugabe spanabhebend gebildet, und einer thermischen Vergütung im Vakuum bei einer Lösungsglühtemperatur von 1180°C mit einer nachfolgenden Abschreckung in Stickstoff bei 5 bar unterworfen. Danach erfolgte ein Aushärten des Rohfräsers bei einer Temperatur zwischen 580°C und 620°C, während eines Zeitraumes zwischen 2 und 4 Stunden.

**[0049]** Nach einem Schleifen auf Werkzeugmaß erfolgte eine Beschichtung bei ca. 595°C nach dem PVD-Verfahren, wobei eine einphasig kristalline Schicht aus (Ti<sub>x</sub>Al<sub>y</sub>)N mit einer Dicke von ca. 5  $\mu$ m abgetragene wurde. Untersuchungen der stöchiometrischen Zahl im Atomverband der Schicht erbrachten Werte für x = 0.33 und für y = 0.67.

**[0050]** Ein gleichartiger Fräser wurde aus Super-Schnellarbeitsstahl der Marke S-ISO-PM mit einer vorher genannten Zusammensetzung hergestellt, thermisch vergütet und mit Hartstoff beschichtet.

**[0051]** Die Untersuchungen zur Ermittlung der Standzeit beider Werkzeuge im praktischen Betrieb erfolgten durch Abspannung von Proben aus einer TiAl6V4-Legierung mit folgenden Parametern:

Schnittgeschwindigkeit:	Vc = 80 m/min
Vorschub:	f = 0.1 mm/Zahn
Schnitttiefe achsial:	ap = 5.0 mm
Schnittbreite radial:	ae = 0.5 mm

**[0052]** Wie Fig.5 zeigt, war die Standzeit vom erfindungsgemäßen Werkzeug wesentlich größer bzw. der Schneidverschleiß äußerst gering. Derart kann eine mögliche Einsatzdauer eines Werkzeuges nach der Erfindung um ein hohes Maß verlängert werden.

## Patentansprüche

1. Werkzeug oder Gegenstand, insbesondere Werkzeug für eine spanabhebende Bearbeitung von Metallen, welches Werkzeug aus einem Körperteil aus einer im Wesentlichen kohlenstofffreien, ausscheidungsgehärteten Eisen-Cobalt-Molybdän/Wolfram-Stickstoff-Legierung gebildet ist und eine Beschichtung trägt, die nach dem PVD- oder CVD-Verfahren aufgebracht ist und eine im Wesentlichen einphasig kristalline, kubisch-flächenzentrierte Struktur aufweist.
2. Werkzeug oder Gegenstand nach Anspruch 1, bei welchem das Körperteil aus einer Legierung, enthaltend in Gew.-%:

## EP 1 990 438 A1

Cobalt Co 15.0 bis 30.0 Molybdän Mo bis 20.0 Wolfram W bis 25.0 Molybdän + 0.5 Wolfram Mo + W/2 10.0 bis 22.0 Stickstoff N 0.005 bis 0.12

Eisen (Fe) und herstellungsbedingte Verunreinigungen als Rest besteht.

- 5 3. Werkzeug oder Gegenstand, nach Anspruch 1 oder 2, wobei das Körperteil unter Verwendung eines pulvermetallurgischen (PM-) Verfahrens zur Blockherstellung und aus einer Legierung, enthaltend in Gew.-%:
- Cobalt (Co) 20.0 bis 30.0 Molybdän (Mo) 11.0 bis 19.0 Stickstoff (N) 0.005 bis 0.12 Silicium (Si) 0.1 bis 0.8 Mangan (Mn) 0.1 bis 0.6 Chrom (Cr) 0.02 bis 0.2 Vanadium (V) 0.02 bis 0.2 Wolfram (W) 0.01 bis 0.9 Nickel (Ni) 0.01 bis 0.5 Titan (Ti) 0.001 bis 0.2 Niob/Tantal (Nb/Ta) 0.001 bis 0.1 Aluminium (Al) MAX 0.043 Kohlenstoff (C) MAX 0.09 Phosphor (P) MAX 0.01 Schwefel (S) MAX 0.02 Sauerstoff (O) MAX 0.032
- 10 Eisen (Fe) und herstellungsbedingte Verunreinigungen als Rest  
mit der Maßgabe, dass das Verhältnis der Konzentrationen von Cobalt zu Molybdän einen Wert von 1.3 bis 1.9 aufweist,

$$\frac{\text{Co}}{\text{Mo}} = 1.3 - 1.9$$

- 15
- hergestellt ist und die Oberfläche des Werkzeuges oder Gegenstandes eine Beschichtung mit einer Dicke von mindestens 0.8  $\mu\text{m}$  trägt.

- 20 4. Werkzeug oder Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein oder mehrere Legierungsbestandteil(e) oder Begleitelement(e) eine Konzentration in Gew.-% aufweist (aufweisen):
- Co 24.0 bis 27.0 Mo 13.5 bis 17.5 N 0.008 bis 0.01 Si 0.2 bis 0.6 Mn 0.1 bis 0.3 Cr 0.03 bis 0.07 V 0.025 bis 0.06 W 0.03 bis 0.08 Ni 0.09 bis 0.2 Ti 0.003 bis 0.009 Nb / Ta 0.003 bis 0.009 Al 0.001 bis 0.009 C 0.01 bis 0.07 P MAX 0.008 S MAX 0.015

- 30 5. Werkzeug oder Gegenstand nach Anspruch 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis der Konzentrationen Co zu Mo in der Legierung einen Wert von 1.5 bis 1.8 aufweist.

$$\frac{\text{Co}}{\text{Mo}} = 1.5 - 1.8$$

- 35
- 40 6. Werkzeug oder Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Härte des Körperteiles einen Wert von 66 HRC, insbesondere von 67 HRC übersteigt.

7. Werkzeug oder Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Körperteil vom Werkzeug oder vom Gegenstand aus einer vorgenannten Legierung, mit einer Warmverformung des heißisostatisch verdichteten (HIP) Blockes mit einem Verformungsgrad von mindestens 2.5-fach, hergestellt ist.

- 45 8. Werkzeug oder Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Körperteil zur Oberfläche hin einen erhöhten Stickstoffgehalt hat.

9. Werkzeug oder Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Beschichtung vom Körperteil mit einem höheren Anteil als 70 Vol.-%, vorzugsweise mit mehr als 85 Vol.-%, aus mindestens einer einphasig kristalline, kubisch-flächenzentrierte Struktur aufweisenden Schicht, vorzugsweise aus mehreren derartigen Einzelschichten, besteht.

- 50 10. Werkzeug oder Gegenstand nach Anspruch 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** zumindest eine Schicht der Beschichtung eine Zusammensetzung ( $\Sigma \text{Me}_X \text{Al}_Y$ ) N hat, wobei die jeweilige stöchiometrische Zahl im Atomverband von

X 0.25 bis 0.50, vorzugsweise 0.28 bis 0.35 und

Y 0.50 bis 0.75, vorzugsweise 0.65 bis 0.72

## EP 1 990 438 A1

beträgt und  $\Sigma$  Me mindestens ein Element der Gruppen 4, 5 sowie 6 des Periodensystems umfasst.

11. Werkzeug oder Gegenstand nach Anspruch 9 oder 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** zumindest die Substrat nächste Schicht der Beschichtung auf der Basis

5  $(Cr_X Al_Y) N$  mit der jeweiligen stöchiometrischen Zahl im Atomverband von

X bis 0.3 und  
Y bis 0.7 oder

10  $(Ti_X Al_Y) N$  mit der jeweiligen stöchiometrischen Zahl im Atomverband von

X bis 0.33 und  
Y bis 0.67

15 gebildet ist.

12. Werkzeug oder Gegenstand nach Anspruch 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** zumindest ein Teil der Beschichtung als Metall-Oxidbeschichtung im Wesentlichen mit der Zusammensetzung  $(Cr+Al)_2O_3$  gebildet ist und eine Alpha- oder Kappastruktur aufweist.

20

25

30

35

40

45

50

55

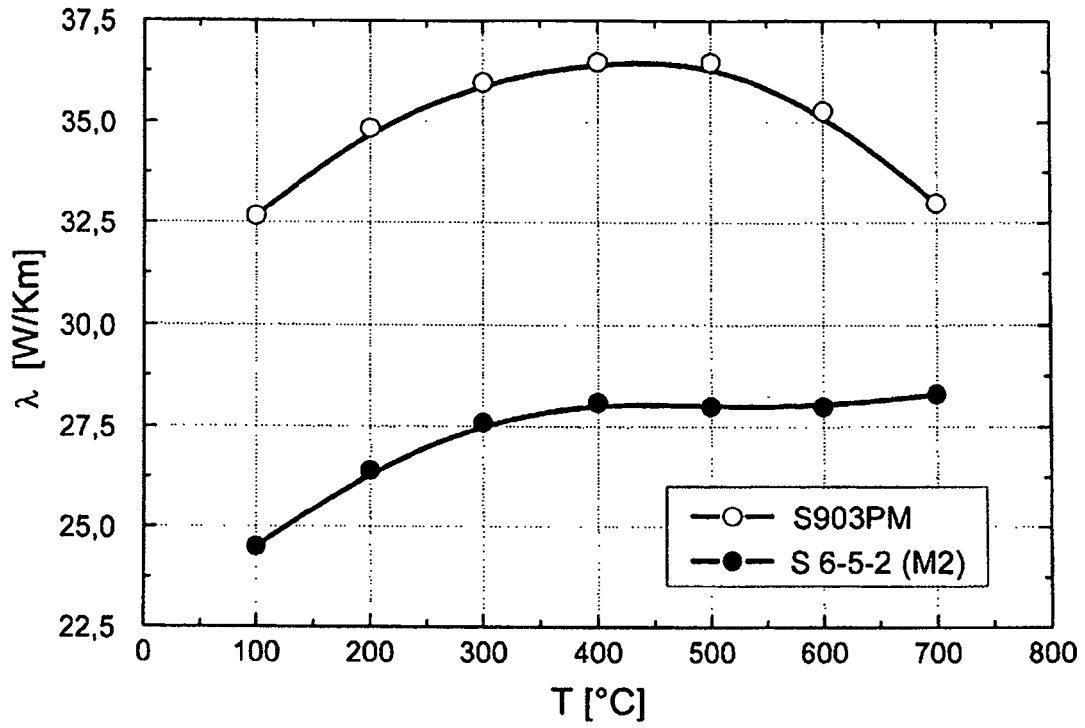


Fig. 1

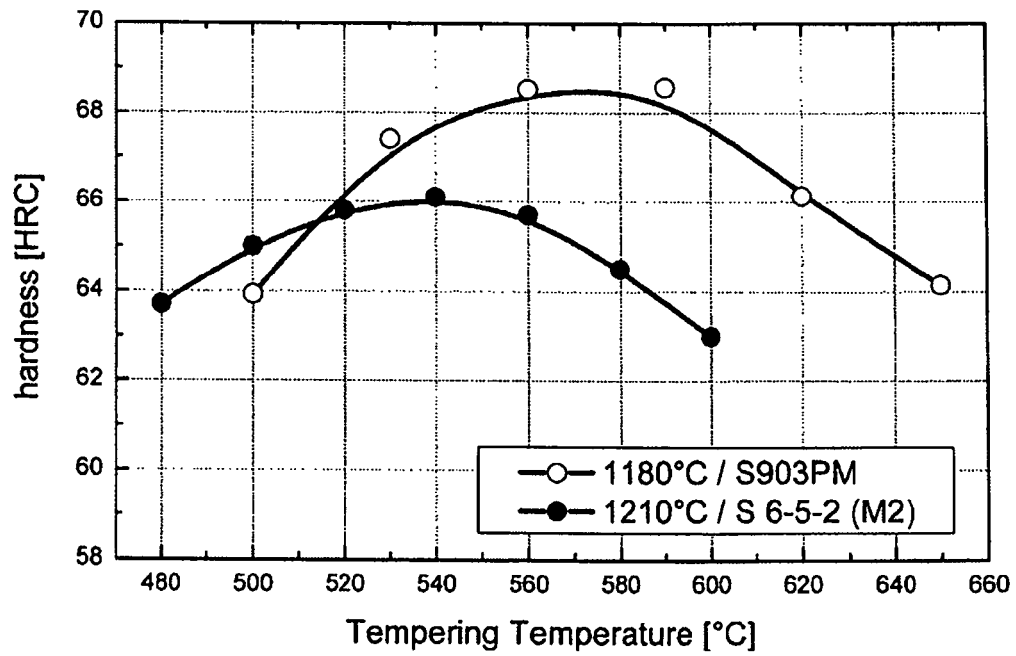


Fig. 2

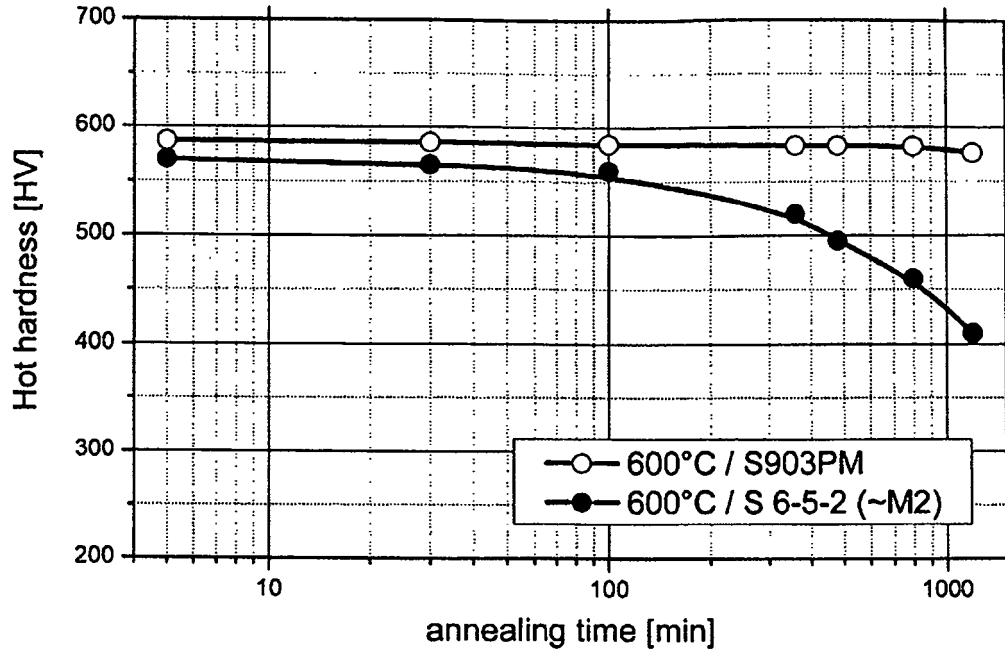


Fig. 3

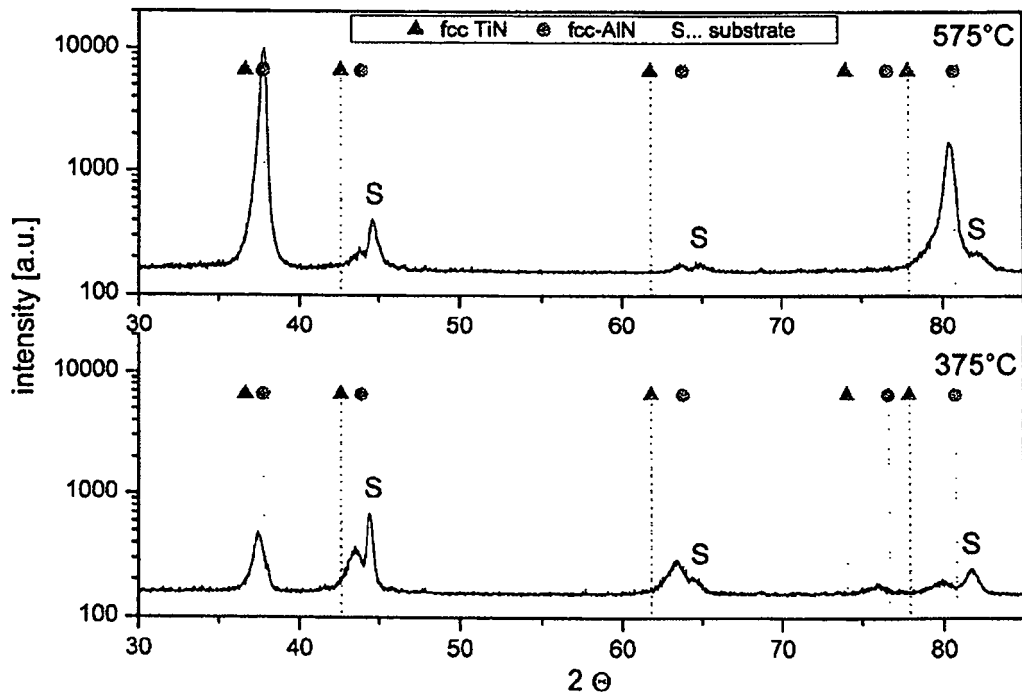


Fig. 4

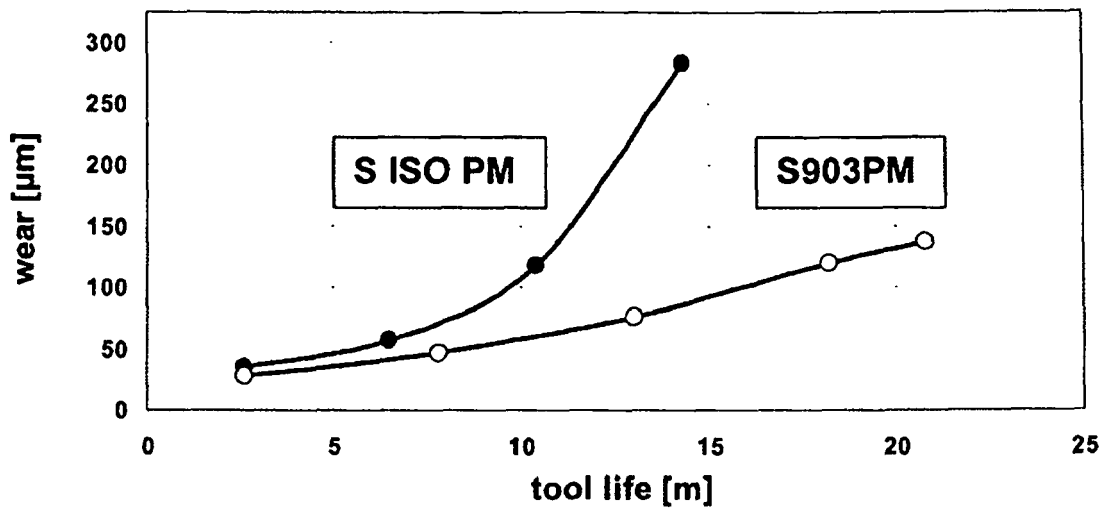


Fig. 5



EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	19000101, 1. Januar 1900 (1900-01-01), XP009104271 * Seite 93, Absatz 4 * * Seite 94, Absatz 1 - Seite 96, Absatz 3 * * -----	1-12	INV. C22C38/10
X	DE 25 55 679 A1 (STORA KOPPARBERGS BERGSLAGS AB) 1. Juli 1976 (1976-07-01) * Seite 3, Zeile 9 - Seite 7, Absatz 2 * * Tabelle 1 * * Ansprüche 1,3 * -----	1-12	
A	EP 1 052 301 A (NIPPON STEEL CORP [JP]) 15. November 2000 (2000-11-15) * Absatz [0048] * -----	1-12	
D,A	WO 01/91962 A (MACHNER & SAURER GMBH [AT]; PONEMAYR HELMUT [AT]; LEBAN KARL [AT]; DAX) 6. Dezember 2001 (2001-12-06) * Seite 1, Absatz 4 * * Ansprüche 2-4 * * -----	1-12	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort <b>München</b>		Abschlußdatum der Recherche <b>8. August 2008</b>	Prüfer <b>Rolle, Susett</b>
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	

2  
EPO FORM 1503 03.02 (P04C03)

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

EP 08 45 0060

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.

08-08-2008

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
DE 2555679 A1	01-07-1976	AT 359102 B	27-10-1980
		FR 2295132 A1	16-07-1976
		GB 1523926 A	06-09-1978
		JP 51088417 A	03-08-1976
		JP 58015529 B	26-03-1983
		SE 401689 B	22-05-1978
		SE 7415958 A	21-06-1976
-----			
EP 1052301 A	15-11-2000	DE 69923540 D1	10-03-2005
		WO 0032831 A1	08-06-2000
		JP 2000160296 A	13-06-2000
		US 6432228 B1	13-08-2002
-----			
WO 0191962 A	06-12-2001	AT 411441 B	26-01-2004
		AU 7372401 A	11-12-2001
		EP 1289705 A1	12-03-2003
		JP 2003534928 T	25-11-2003
		US 2004101431 A1	27-05-2004
-----			

EPO FORM P0461

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

**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**

- WO 0191962 A [0003]