

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

EP 1 647 606 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG(43) Veröffentlichungstag:
19.04.2006 Patentblatt 2006/16(51) Int Cl.:
C22C 19/05^(2006.01) C22F 1/10^(2006.01)(21) Anmeldenummer: **05450151.5**(22) Anmeldetag: **09.09.2005**(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR
HU IE IS IT LI LT LU LV MC NL PL PT RO SE SI
SK TR**
Benannte Erstreckungsstaaten:
AL BA HR MK YU(30) Priorität: **13.10.2004 AT 17132004**(71) Anmelder: **BÖHLER Edelstahl GmbH
A-8605 Kapfenberg (AT)**(72) Erfinder:
• **Caliskanoglu, Devrim
8600 Bruck/ Mur (AT)**
• **Ebner, Reinhold
8793 Trofaiach (AT)**
• **Jönzen, Matthias
8700 Leoben (AT)**(74) Vertreter: **Wildhack, Helmut et al
Patentanwälte Wildhack - Jellinek
Landstrasser Hauptstrasse 50
1030 Wien (AT)****(54) Hochharte Nickelbasislegierung für verschleissfeste Hochtemperaturwerkzeuge**

(57) Die Erfindung betrifft eine Nickelbasislegierung für Werkzeuge, welche bei Temperaturen von mehreren hundert °C verwendet werden oder sich beim Einsatz auf solche Temperaturen erwärmen. Um derartige Werkzeuge mit einer hohen Härte und entsprechenden Verschleißfestigkeit herstellen zu können, wird eine ausscheidungsgehärtete Nickelbasislegierung, in welcher primäre Metalle carbide in einem Anteil von zumindest 10 Volumen-% vorliegen und welche (in Masse-%)

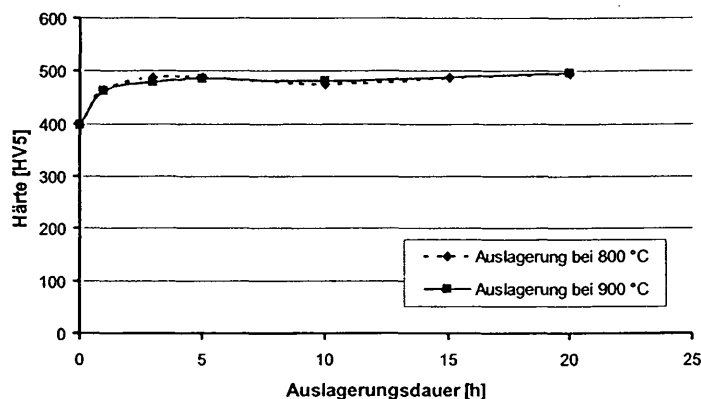
0.5 bis 1.8 %	Kohlenstoff
bis 3.0 %	Mangan
6.0 bis 25.0 %	Chrom
8.0 bis 18.0 %	Molybdän
bis 10.0 %	Wolfram

Tabelle fortgesetzt

bis 3.0 %	Niob
2.5 bis 6.0 %	Aluminium
bis 20.0 %	Eisen
bis 4.0 %	Cobalt
bis 3.0 %	Titan
bis 1.5 %	Hafnium
bis 2.0 %	Tantal
bis 0.5 %	Zirkon
bis 3.0 %	Vanadium,

Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen enthält, vorgeschlagen.

Weiter hat die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung von Gegenständen der vorgeschlagenen Legierung sowie ein Werkzeug und ein Vormaterial zur Herstellung des Werkzeuges zum Gegenstand.

**FIG. 1b****EP 1 647 606 A1**

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft eine Nickelbasislegierung.

[0002] Weiter betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines Gegenstandes aus einer Nickelbasislegierung.

[0003] Schließlich umfasst die Erfindung ein Werkzeug bestehend aus einer Nickelbasislegierung und ein Vormaterial zur Herstellung von Werkzeugen.

[0004] Werkzeuge für die spanabhebende oder spanlose Formgebung metallischer Materialien, beispielsweise Schneidwerkzeuge oder Umformwerkzeuge, sind beim Gebrauch vielfältigen Beanspruchungen ausgesetzt. Diese Beanspruchungen sind oftmals mechanisch bedingt, beispielsweise durch Kontakt des Werkzeuges mit einem metallischen Material, was zu Verschleiß des Werkzeuges führt. Daneben treten im Falle hoher Einsatztemperaturen, welche oftmals gegeben sind, auch thermisch bedingte Belastungen auf, so dass bei einem Einsatz des Werkzeuges in Summe mechanisch, thermisch und thermomechanisch bedingte Belastungen gegeben sind.

[0005] Bei der spanlosen wie auch der spanabhebenden Formgebung metallischer Werkstoffe geht ein Trend dahin, bei möglichst hohen Einsatztemperaturen zu arbeiten. Da Metalle mit zunehmender Temperatur weicher werden, ist bei höheren Temperaturen eine Umformung wesentlich erleichtert. Auch in Bezug auf eine spanabhebende Formgebung bringen höhere Temperaturen am Werkstück Vorteile, weil eine Spanabnahme erleichtert ist. Gewünscht werden daher Werkzeuge, welche bei möglichst hohen Temperaturen, insbesondere von mehr als 700°C, verschleißfest sind und eine lange Gebrauchsdauer haben.

[0006] Bislang werden für Werkzeuge, welche einerseits hohen abrasiven Verschleiß ausgesetzt sind und andererseits bei Temperaturen von mehreren hundert Grad Celsius eingesetzt werden oder sich beim Einsatz auf solche Temperaturen erwärmen, z.B. Umformwerkzeuge oder Schneidwerkzeuge, vornehmlich herkömmliche Schnellarbeitsstähle eingesetzt. Schnellarbeitsstähle weisen auf Grund eines hohen Anteils an in der Stahlmatrix verteilten Carbiden eine hohe Härte auf und sind entsprechend verschleißfest. Schnellarbeitsstähle haben allerdings eine natürliche Einsatzgrenze in etwa bei ihren Anlasstemperaturen (ca. 530 bis 560 °C). Bei höheren Einsatztemperaturen, insbesondere bei Temperaturen von mehr als 600 °C, erweichen Werkzeuge aus Schnellarbeitsstählen und verformen sich plastisch. Überdies können sich eventuelle Oberflächenbeschichtungen ablösen. Für Werkzeuge mit Einsatztemperaturen von mehr als 700 °C sind Schnellarbeitsstähle deswegen wenig geeignet.

[0007] Es ist daher ein Bestreben, alternative Werkstoffe zu entwickeln, welche eine Härte und Verschleißfestigkeit ähnlich jener von Schnellarbeitsstählen aufweisen, jedoch bei höheren Temperaturen einsetzbar sind.

[0008] Mit Nickelbasislegierungen sind grundsätzlich geeignete Werkstoffe für Komponenten oder Bauteile mit Einsatztemperaturen von 700 °C oder mehr gegeben. Im Vergleich mit Schnellarbeitsstählen weisen Nickelbasislegierungen per se allerdings deutlich niedrigere Härten auf. Es zwar ist möglich, durch legierungstechnische Maßnahmen die Härte von Nickelbasislegierungen zu steigern. Insbesondere kann durch Legierungsabstimmung und geeignete Wärmebehandlungen eine Ausscheidungshärtung z.B. über eine so genannte γ' -Phase (Ni_3X , worin $\text{X} = \text{Al}$, Ti und/oder Nb) erreicht werden. Die dadurch erreichten Härten liegen aber in einem Bereich, der für einige Hochtemperaturapplikationen, beispielsweise für Gasturbinen ausreichend ist, nicht jedoch für Anwendungen, in welchen auch hohe Verschleißfestigkeit gefragt ist.

[0009] Andere Möglichkeiten einer Härtesteigerung von Nickelbasislegierungen sind denkbar, beispielsweise über primär aus der Schmelze ausgeschiedene Metallecarbide. Bei diesem Ansatz hat sich allerdings in verfahrenstechnischer Hinsicht insbesondere bei höheren Carbidgehalten gezeigt, dass bei Gussblöcken zu grobe Carbide und infolge einer ungleichmäßigen Erstarrung Entmischungen bzw. Seigerungen auftreten. Werden derartige Gussblöcke zur Herstellung von Werkzeugen eingesetzt, so können die erstellten Werkzeuge entsprechend den örtlichen Gefügeunterschieden bereichsweise völlig verschiedene mechanische Eigenschaften aufweisen. Ein inhomogenes Gefüge und die damit verbundenen Schwachstellen im Werkzeug können in der Folge vor allem auch zu vorzeitigen, unerwarteten Versagen des Werkzeuges führen.

[0010] Ausgehend vom vorgenannten Stand der Technik ist es Aufgabe der Erfindung, eine hochfeste Nickelbasislegierung mit hoher Härte anzugeben.

Eine weiteres Ziel besteht darin, ein Verfahren anzugeben, mit welchem ein hochfester, hochtemperaturbeständiger Gegenstand aus einer Nickelbasislegierung mit homogenen Gefüge herstellbar ist.

[0011] Ein weiteres Ziel der Erfindung ist es, ein Werkzeug aus einer Nickelbasislegierung, insbesondere Schneidwerkzeug oder thermisch hochbelastetes Werkzeug, anzugeben, welches eine hohe Härte und Verschleißbeständigkeit aufweist.

[0012] Ferner ist es ein Ziel der Erfindung ein Vormaterial zur Herstellung von Werkzeugen, aus einer Nickelbasislegierung, insbesondere Schneidwerkzeug oder thermisch hochbelastetes Werkzeug, anzugeben, welches sich durch eine hohe Homogenität des Gefüges auszeichnet.

[0013] Die gestellte Aufgabe löst eine Nickelbasislegierung nach Anspruch 1. Vorteilhafte Varianten einer erfindungsgemäßen Nickelbasislegierung sind Gegenstand der Ansprüche 2 bis 15.

[0014] Die mit der Erfindung erzielten Vorteile sind insbesondere darin zu sehen, dass eine Nickelbasislegierung

geschaffen wurde, welche sich für Werkzeuge mit Einsatztemperaturen von mehr als 700 °C eignet und bei Raumtemperatur eine Härte im Bereich jener herkömmlicher Schnellarbeitsstähle aufweist. Da die Matrix der Nickelbasislegierung aus γ -Phase, also einer Phase mit kubisch flächenzentriertem Gitter besteht, ist eine gute Temperaturbeständigkeit gegeben. Die erzielte hohe Härte ist auf ein duales Härtungskonzept zurückzuführen: Durch einen Anteil von mindestens 10 Volumen-% primärer Metallcarbide, das sind aus der Schmelze ausgeschiedene Metallcarbide, wird eine Grundhärte der Matrix von etwa 200 HV (Vickers Härte) um etwa 250 HV erhöht. Eine Ausscheidungshärtung bzw. die Bildung von γ' -Phasen, beispielsweise Ni_3Al , kann dann in der Folge eine zusätzliche Härteerhöhung von etwa 200 HV erbringen.

[0015] Um eine möglichst hohe Härte zu erreichen, ist es bevorzugt, dass der Anteil an Metallcarbiden zumindest 15 Volumen-%, vorzugsweise zumindest 20 Volumen-%, beträgt.

[0016] Wiewohl Carbide aller Art einen Beitrag zur Härte leisten können, sind Metallcarbide der Formel M_6C , MC , M_2C und/oder M_{23}C_6 bevorzugt, weil sich diese durch hohe Härte auszeichnen. Dabei ist es insbesondere günstig, wenn zumindest 50 Volumen-% der Metallcarbide in Form von M_6C vorliegen, welche eine günstige gleichmäßige, globulare Morphologie ausbilden. Die Metallcarbide sind im Hinblick auf ein homogenes Gefüge bevorzugt möglichst fein ausgebildet und weisen dann eine durchschnittliche Größe von 0.5 bis 5 μm , insbesondere 1 bis 3 μm , auf.

[0017] In einer günstigen Gefügeausbildung beträgt ein Anteil an γ' -Phase zumindest 10 Volumen-%, insbesondere 20 bis 65 Volumen-%. Dies bewirkt zum einen eine hohe Gesamthärte. Zum anderen wird einer Versprödung der Legierung, welche durch hohe Carbidgehalte bedingt sein könnte, effektiv entgegengewirkt.

[0018] Die Wirkungen der einzelnen Elemente in einer erfindungsgemäßen Legierung sowie die Wechselwirkungen zwischen den Elementen sind nachfolgend beschrieben.

Kohlenstoff (C):

[0019] Kohlenstoff ist in einem Gehaltsbereich von 0.5 bis 1.8 Masse-% vorgesehen. Ein Mindestgehalt von 0.5 Masse-% ist erforderlich, um Metallcarbide im Anteil von zumindest 10 Volumen-% auszubilden und somit eine gewünscht hohe Härte zu erreichen. Kohlenstoffgehalte von 1.5 Masse-% und mehr sind nicht zweckmäßig, weil bei dermaßen hohen Kohlenstoffgehalten die Solidustemperatur der Nickelbasislegierung stark abgesenkt ist. Ein optimaler Bereich in Bezug auf hohe Härte und hohe Solidustemperatur ist bei Kohlenstoffgehalten von 0.6 bis 1.2 Masse-% gegeben.

Mangan (Mn):

[0020] Mangan dient dem Abbinden von Schwefel und zur Mischkristallverfestigung und kann in Gehalten bis 3.0 Masse-% in einer erfindungsgemäßen Legierung anwesend sein, ohne nachteilige Auswirkungen auf die Eigenschaften der Legierung auszuüben.

Chrom (Cr):

[0021] In einer Legierung gemäß der Erfindung ist Chrom mit Gehalten von 6.0 bis 25.0 Masse-% vorgesehen. 6.0 Masse-% Chrom sind notwendig, um eine ausreichende Carbidbildung sicherzustellen. Gehalte von mehr als 25.0 Masse-% sind nachteilig, weil sich dann eine hohe Menge an Metallcarbiden der Formel M_{23}C_6 netzwerkartig an den Dendritenkorngrenzen, Subkorngrenzen und Korngrenzen der γ -Phase bzw. Nickelbasis bildet. Im Gehaltsbereich von 10 bis 18 Masse-% Chrom kann bei hohem Anteil von Chromcarbiden und/oder chromhaltigen Carbiden eine Bildung netzwerkartiger Carbide auf ein günstiges Maß reduziert wird.

Molybdän (Mo):

[0022] Molybdän ist ein starker Carbidbildner und in einem Ausmaß von zumindest 8.0, bevorzugt zumindest 10.0, Masse-% vorgesehen, um einen hohen Volumenanteil an Carbiden in einer erfindungsgemäßen Legierung zu erzielen und zur Mischkristallhärte beizutragen. Gehalte von mehr als 18 Masse-% Molybdän sind nicht zweckmäßig: Zwar kann der Carbidgehalt weiter gesteigert werden, eine weitere Steigerung der Härte wird jedoch nicht mehr erzielt.

Wolfram (W):

[0023] Wolfram wirkt ähnlich wie Molybdän und ist ein starker Carbidbildner und Mischkristallverfestiger, jedoch pro Masseneinheit weniger effektiv als Molybdän. Daher kommt Wolfram lediglich in Kombination mit Molybdän zum Einsatz und kann dann in Gehalten bis zu 10 Masse-% vorliegen. Bevorzugt ist es, Wolfram in Gehalten von 1.0 bis 6.0 Masse-% einzusetzen, weil sich Wolfram in diesen Konzentrationen positiv zur Stabilisierung von Carbiden der Formel M_6C auswirkt.

[0024] Im Hinblick auf das gleichzeitige Vorliegen von Molybdän und Wolfram in einer Legierung nach der Erfindung

ist es besonders günstig, wenn eine Summe (in Masse-%) von (Molybdän + $0.5 \times$ Wolfram) mehr als 12.0 % beträgt. Ist diese Bedingung erfüllt, so kann ein Anteil an Carbiden in der Nickelbasislegierung auf 20 Volumen-% und mehr eingestellt werden, was hohe Härtewerte der Legierung erbringt.

5 Niob (Nb):

[0025] Dieses Element ist ebenfalls ein starker Carbidbildner und kann in Gehalten bis 3.0 Masse-% zulegiert werden, um eine Carbidbildung zu unterstützen. Bei höheren Gehalten an Niob als 1.5 Masse-% können Carbide des Typs MC besonders stabilisiert werden; Niob ist dann allerdings teilweise gebunden und steht dann nur noch teilweise zum Aufbau von γ' -Phase zur Verfügung (bzw. Substitution von Al in der γ' -Phase).

10 **[0026]** Deswegen wird bei Zulegieren von Niob eine Konzentration dieses Elementes von 0.2 bis 1.5 Masse-% bevorzugt.

Aluminium (Al):

15 **[0027]** Aluminium kommt eine wichtige Bedeutung zu, da dieses Element für die Bildung von γ' -Phase wesentlich ist. In diesem Zusammenhang hat sich gezeigt, dass Aluminiumgehalte von zumindest 2.5 Masse-% notwendig sind, um einen Werkstoff mit der gewünscht hohen Härte zu erhalten. Höhere Gehalte als 6.0 Masse-% Aluminium können zu einer Legierung führen, in der die Matrix aus γ -Phase besteht, was im Rahmen der Erfindung unerwünscht ist. In der Praxis haben sich Aluminiumgehalte von 3.0 bis 5.0 Masse-% besonders bewährt.

Eisen (Fe):

25 **[0028]** Um bei der Herstellung einer erfindungsgemäßen Legierung Niob einzubringen, werden hauptsächlich FeNb-Legierungen verwendet. Eisen wird dadurch zu einem Bestandteil der Legierung und kann in Gehalten bis 20.0 Masse-% vorgesehen sein. Da höhere Konzentrationen an Eisen einerseits die Bildung von γ' -Phase unterdrücken und andererseits die Bildung von Carbiden des Typs $M_{23}C_6$ fördern, sind Eisengehalte von 1.5 bis 5.0 Masse-% günstig.

Cobalt (Co):

30 **[0029]** Cobalt kann in Konzentrationen bis zu 4.0 Masse-% einer erfindungsgemäßen Legierung die Löslichkeit von Aluminium herabsetzen und deswegen zu einem verbesserten Ausscheidungsverhalten der γ' -Phase führen.

Titan (Ti):

35 **[0030]** Titan kann in Gehalten bis zu 3.0 Masse-% vorgesehen sein und dient in diesen Konzentrationsbereichen neben einer Carbidbildung der Ausbildung einer γ' -Phase. Größere Konzentrationen als 3.0 Masse-% bewirken bevorzugt eine Bildung unerwünschter η -Phase.

40 Hafnium (Hf):

[0031] Hafnium kann zur Substitution von Aluminium in der γ' -Phase eingesetzt werden und in diesem Fall in Gehalten bis 1.5 Masse-% vorliegen.

45 Tantal (Ta):

[0032] Tantal wirkt als carbidbildendes Element und kann in Gehalten bis zu 2.0 Masse-% vorgesehen sein.

Zirkon (Zr):

50 **[0033]** Zirkon erweist sich in Gehalten bis 0.5 Masse-% als wirksam, um eine Bildung von Karbidfilmen an den Komgrenzen zu vermeiden.

Vanadium (V):

55 **[0034]** Vanadium ist ein stark carbid bildendes Element und kann zum Zwecke einer Carbidbildung in Gehalten bis 3.0 Masse-% vorgesehen sein.

Bor (B):

[0035] Wahlweise kann Bor in Gehalten bis 0.1 Masse-%, insbesondere von 0.001 bis 0.02 Masse-%, vorhanden sein. Bor kann durch die Bildung von Boriden positiv zur Härte einer Legierung beitragen. Eine Präsenz von Bor bewirkt im Übrigen eine Feinung des γ -Korns der Matrix.

Nickel (Ni):

[0036] Nickel bildet die Basis der Legierung bzw. liegt in der größten Konzentration vor und bildet die Matrix aus γ -Phase.

[0037] Eine erfindungsgemäße Legierung enthält weiter herstellungsbedingte Verunreinigungen, wie Schwefel, Phosphor, Stickstoff und/oder Sauerstoff in einem dem Fachmann bekannten üblichen Ausmaß.

[0038] Das weitere Ziel der Erfindung wird durch ein Verfahren zur Herstellung eines Gegenstandes aus einer Nickelbasislegierung, wobei in einem ersten Schritt eine Schmelze enthaltend (in Masse-%)

0.5	bis	1.8 %	Kohlenstoff
	bis	3.0 %	Mangan
6.0	bis	25.0 %	Chrom
8.0	bis	18.0 %	Molybdän
	bis	10.0 %	Wolfram
	bis	3.0 %	Niob
2.5	bis	6.0 %	Aluminium
	bis	20.0 %	Eisen
	bis	4.0 %	Cobalt
	bis	3.0 %	Titan
	bis	1.5%	Hafnium
	bis	2.0 %	Tantal
	bis	0.5 %	Zirkon
	bis	3.0 %	Vanadium,

[0039] Rest Nickel und Verunreinigungen, zu einem Pulver verdüst wird, wonach in einem zweiten Schritt aus dem Pulver ein kompakter Gegenstand geformt wird, wonach in einem dritten Schritt der kompakte Gegenstand einer Glühung im Temperaturbereich zwischen Lösungstemperatur von γ -Phase und Solidustemperatur der Nickelbasislegierung unterworfen wird, worauf der Gegenstand in einem vierten Schritt ausscheidungsgehärtet wird, erreicht.

[0040] Die verfahrensmäßig erzielten Vorteile sind vor allem darin zu sehen, dass ein Gegenstand aus einer Nickelbasislegierungen bereitgestellt werden kann, welcher hochtemperaturbeständig und hochfest ist und gleichzeitig ein im Wesentlichen homogenes Gefüge über einen Querschnitt des Vollmaterials aufweist. Dabei ist es wichtig, dass die erfindungsgemäß zusammengesetzte Schmelze in einem ersten Schritt zu einem Pulver verdüst wird, weil durch die damit einhergehende rasche Erstarrung Seigerungen bzw. Entmischungen unterbunden und vorzugsweise eutektische Carbide homogen und fein aus der Schmelze ausgeschieden werden. Anschließend wird das so erstellte Pulver zu einem kompakten Gegenstand geformt, so dass ein isotropes Vollmaterial für weitere Wärmebehandlungen zur Verfügung steht. Im vorgesehenen dritten Schritt erfolgt eine Einformung der Carbide durch eine Glühung im Temperaturbereich zwischen Lösungstemperatur von γ -Phase und Solidustemperatur. Dabei zerfällt das eventuell vorhandene Carbidnetzwerk und es werden überwiegend globulare Carbide gebildet, welche anteilig zur erzielten Härte beitragen. Zudem wird allfällig vorhandene γ -Phase zumindest größtenteils aufgelöst und der Werkstoff homogenisiert. Dass das eingesetzte Vollmaterial im Wesentlichen homogen ist, ist eine Voraussetzung dafür, dass nach der Glühung ein Gegenstand mit isotropen Eigenschaften erhalten wird. Wahlweise kann der Gegenstand vor und/oder nach der Glühung einer Warmumformung, beispielsweise einem Walzen, unterworfen werden. Ebenso versteht sich für den Fachmann, dass der Gegenstand nach der Glühung abgeschreckt werden kann, beispielsweise mit Wasser, Öl oder durch Anströmen mit Luft. Der Gegenstand wird einer Ausscheidungshärtung unterzogen, bei der γ -Phase ausgeschieden wird. Diese ist ebenfalls homogen verteilt und trägt in einem Ausmaß ähnlich jenem der globularen Carbide zur Härte bei.

[0041] Unter Berücksichtigung der oben dargelegten Einzel- und Summenwirkungen der Elemente einer erfindungsgemäßen Legierung, kann es im Hinblick auf günstige Eigenschaften des Gegenstandes von Vorteil sein, wenn in der Schmelze (in Masse-%)

0.6 bis 1.2 % Kohlenstoff und/oder

Tabelle fortgesetzt

10	bis	18 %	Chrom und/oder
mehr als 10.0 % Molybdän und/oder			
1.0	bis	6.0 %	Wolfram und/oder
0.2	bis	1.5 %	Niob und/oder
3.0	bis	5.0 %	Aluminium und/oder
1.5	bis	5.0 %	Eisen und/oder
bis	0.1 %,	vorzugsweise 0.001 bis 0.02 %, Bor vorliegen	

und/oder ein Anteil (in Masse-%) an (Molybdän + 0.5 Wolfram) mehr als 12.0 % beträgt.

[0042] Bevorzugt ist es, das Pulver durch heißisostatisches Pressen bei einer Temperatur von zumindest 1000 °C und einem Druck von zumindest 900 bar zu kompaktieren, um einen im Wesentlichen dichten Gegenstand zu erhalten, so dass bei den nachfolgenden Wärmebehandlungen durch Poren verursachte Schäden minimiert sind.

[0043] Wenn eine Glühung zur Einformung der Carbide im Temperaturbereich von 1120 °C bis 1280 °C durchgeführt wird, kann vollständige Einformung der Carbide in moderaten Zeiten erreicht werden. Besonders bevorzugt ist es, wenn der zweite und der dritte Schritt durch heißisostatisches Pressen bei einer Temperatur von mehr als 1120 °C für mehr als vier Stunden gleichzeitig durchgeführt wird. Dabei wird ausgenutzt, dass das Pulver bzw. der kompaktierte Gegenstand beim Heißisostatischen Pressen bereits auf hoher Temperatur ist und nicht gesondert aufgeheizt werden muss. Anders ausgedrückt: Zweiter und dritter Schritt können kombiniert werden, ohne dass der Gegenstand zwischen diesen Schritten abgekühlt und aufgeheizt werden muss.

[0044] Um eine günstige Durchhärtung zu erreichen, erfolgt das Ausscheidungshärten bevorzugt durch ein zumindest einstündiges Auslagern des Gegenstandes bei einer Temperatur von 700 bis 950 °C und anschließendes Abkühlen desselben. Für den Fachmann ist klar, dass dieser Schritt auch mehrmalig durchgeführt werden kann, wobei ab dem zweiten Auslagern die Temperaturen variabel gewählt werden können.

[0045] Das weitere Ziel der Erfindung, ein Werkzeug aus einer Nickelbasislegierung, insbesondere Schneidwerkzeug oder thermisch hochbelastetes Werkzeug, anzugeben, welches eine hohe Härte aufweist, wird durch Anspruch 22 erreicht. Ein erfindungsgemäßes Werkzeug ist vorteilhaft bei Temperaturen von mehr als 700 °C einsetzbar und weist gleichzeitig eine hohe Härte bzw. eine hohe Verschleißfestigkeit auf. Somit kann es insbesondere bei Anwendungen, bei welchen ein Werkzeug in hohem Maße abrasiv beansprucht wird, wie bei einem Schneiden oder Umformen, zum Einsatz kommen.

[0046] Das Ziel der Erfindung ein homogenes Vormaterial zur Herstellung von Werkzeugen, aus einer Nickelbasislegierung, insbesondere Schneidwerkzeug oder thermisch hochbelastetes Werkzeug, anzugeben, wird durch ein Vormaterial zur Herstellung von Werkzeugen, insbesondere Schneidwerkzeugen und thermisch hochbelastete Umformwerkzeugen, enthaltend

0.5	bis	1.8%	Kohlenstoff
	bis	3.0 %	Mangan
6.0	bis	25.0 %	Chrom
8.0	bis	18.0 %	Molybdän
	bis	10.0 %	Wolfram
	bis	3.0 %	Niob
2.5	bis	6.0 %	Aluminium
	bis	20.0 %	Eisen
	bis	4.0 %	Cobalt
	bis	3.0 %	Titan
	bis	1.5 %	Hafnium
	bis	2.0 %	Tantal
	bis	0.5 %	Zirkon
	bis	3.0 %	Vanadium,

[0047] Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen, wobei globulare Metallecarbide in einem Anteil von zumindest 10 Volumen-% vorliegen, erreicht.

[0048] Der Vorteil eines derartigen Vormaterials zur Herstellung von Werkzeugen liegt insbesondere darin, dass homogenes Vormaterial zur Verfügung gestellt wird, welches mit geringem Aufwand endabmessungsnah herstellbar

bzw. infolge moderater Härte auf Endabmessung des Werkzeugs bearbeitbar ist. Um dem herausgearbeiteten Werkzeug schließlich höchste Härte zu verleihen, braucht dieses lediglich einer Aushärtung unterworfen werden.

[0049] Im Folgenden ist die Erfindung anhand mehrerer Beispiele noch weitergehend dargestellt.

Die Figuren zeigen:

[0050]

Figur 1a: Ein Gefügebild einer erfindungsgemäßen Legierung A;

Figur 1 b: Die Abhängigkeit der Härte einer Legierung A von der Auslagerungsdauer;

Figur 2a: Ein Gefügebild einer erfindungsgemäßen Legierung B;

Figur 2b: Die Abhängigkeit der Härte einer Legierung B von der Auslagerungsdauer.

[0051] Pulver aus Legierungen A, B, C und D, deren Zusammensetzungen aus Tabelle 1 ersichtlich sind, wurden jeweils durch Gasverdüsung einer entsprechenden Metallschmelze erstellt und die Pulver bei 1150 °C und einem Druck von 1000 bar heißisostatisch zu Vollmaterial kompaktiert. Die so erstellten Gegenstände wurden anschließend jeweils für zwei Stunden einer Glühung bei 1250 °C und einem nachfolgenden Abschrecken unterworfen. Anschließend wurden die Legierungen bei 800 bzw. 900 °C ausgehärtet. Nach Abkühlen auf Raum- bzw. Umgebungstemperatur wurden die Gegenstände aus Legierungen A bis D untersucht.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzungen von erfindungsgemäßen Legierungen A bis D (Angaben in Masse-%).

Element	Legierung A	Legierung B	Legierung C	Legierung D
C [%]	1.04	0.95	0.8	0.7
Mn [%]	2.6	2.7	1.6	--
Cr [%]	13.1	20.0	21.4	21.9
Mo [%]	13.0	14.7	14.0	12.9
W [%]	3.1	4.5	4.0	2.9
Nb [%]	---	---	0.3	---
Al [%]	3.8	4.1	2.7	3.1
Fe [%]	4.5	3.9	3.0	2.7
Co [%]	---	2.8	2.2	3.3
Ti [%]	---	---	---	2.2
Ni [%]	Rest	Rest	Rest	Rest

[0052] Gefügeuntersuchungen zeigten, dass jeweils ein homogenes Gefüge bestehend aus einer Nickelmatrix (γ -Matrix) und in dieser homogen verteilte globulare Metallcarbide der Typen M_6C , M_2C und/oder $M_{23}C_6$ vorlagen. So zeigt beispielsweise ein Gefügebild der Legierung A vornehmlich globulare Carbide M_2C und M_6C mit einem durchschnittlichen Durchmesser von etwa 1 bis 2 μm (Figur 1a). Legierung B zeigt ebenfalls globulare Carbide, jedoch vom Typ M_6C und $M_{23}C_6$ (Figur 2a).

[0053] Nach einem Aushärten können erfindungsgemäße Legierungen Vickers Härten von mehr als 750 HV 5 erreichen, wie aus Tabelle 2 ersichtlich. Wie die Figuren 2a und 2b für die Legierungen A und B beispielhaft zeigen, kann durch ein Aushärten bzw. eine Ausscheidung von γ' -Phase eine Härtesteigerung von etwa 150 HV erzielt werden. Die insgesamt größte Härte wird in Legierung D erreicht, in welcher ausschließlich M_6C -Carbide vorliegen.

Tabelle 2: Gefügeausbildung und Härte von erfindungsgemäßen Legierungen A bis D).

		Legierung A	Legierung B	Legierung C	Legierung D
Gefüge	M_2C	+	-	-	-
	M_6C	+	+	+	+
	$M_{23}C_6$	-	+	+	-

Tabelle fortgesetzt

	Legierung A	Legierung B	Legierung C	Legierung D
Carbidanteil [Volumen-%]	ca. 30	ca. 25	ca. 22	ca. 16
Anteil γ' -Phase [Volumen-%]	ca. 50	ca. 40	ca. 40	ca. 40
Maximale Härte [HV 5]	> 490	> 650	> 720	> 750
+...Phase ist vorhanden, -...Phase ist nicht vorhanden				

[0054] Schneid- und Umformwerkzeuge aus der erfindungsgemäßen Legierung haben sich in der Praxis bei Einsatztemperaturen von mehr als 700 °C bestens bewährt.

Patentansprüche

1. Ausscheidungsgehärtete Nickelbasislegierung, in welcher primäre Metallcarbide in einem Anteil von zumindest 10 Volumen% vorliegen und welche (in Masse-%)

0.5	bis	1.8 %	Kohlenstoff
	bis	3.0 %	Mangan
6.0	bis	25.0 %	Chrom
8.0	bis	18.0 %	Molybdän
	bis	10.0 %	Wolfram
	bis	3.0 %	Niob
2.5	bis	6.0 %	Aluminium
	bis	20.0 %	Eisen
	bis	4.0 %	Cobalt
	bis	3.0 %	Titan
	bis	1.5 %	Hafnium
	bis	2.0 %	Tantal
	bis	0.5 %	Zirkon
	bis	3.0 %	Vanadium,

Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen enthält.

2. Nickelbasislegierung nach Anspruch 1, enthaltend (in Masse-%) 0.6 bis 1.2 % Kohlenstoff.
3. Nickelbasislegierung nach Anspruch 1 oder 2, enthaltend (in Masse-%) 10 bis 18 % Chrom.
4. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 3, enthaltend (in Masse-%) mehr als 10.0 % Molybdän.
5. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4, enthaltend (in Masse-%) 1.0 bis 6.0 % Wolfram.
6. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 5, wobei eine Summe (in Masse-%) von (Molybdän + 0.5xWolfram) mehr als 12.0 % beträgt.
7. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, enthaltend (in Masse-%) 0.2 bis 1.5 % Niob.
8. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 7, enthaltend (in Masse-%) 3.0 bis 5.0 % Aluminium.
9. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8, enthaltend (in Masse-%) 1.5 bis 5.0 % Eisen.
10. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9, enthaltend (in Masse-%) bis 0.1 %, vorzugsweise 0.001 bis 0.02 %, Bor.

EP 1 647 606 A1

11. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 10, wobei der Anteil an Metallecarbiden zumindest 15 Volumen-%, vorzugsweise zumindest 20 Volumen-%, beträgt.

12. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 11, wobei Metallecarbide der Formel M_6C , MC , M_2C und/oder $M_{23}C_6$ vorliegen.

13. Nickelbasislegierung nach Anspruch 12, wobei zumindest 50 Volumen-% der Metallecarbide in Form von M_6C vorliegen.

14. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 13, wobei die Metallecarbide eine durchschnittliche Größe von 0.5 bis 5 μm , insbesondere 1 bis 3 μm , aufweisen.

15. Nickelbasislegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 14, wobei ein Anteil an γ' -Phase zumindest 10 Volumen-%, insbesondere 20 bis 65 Volumen-%, beträgt.

16. Verfahren zur Herstellung eines Gegenstandes aus einer Nickelbasislegierung, wobei in einem ersten Schritt eine Schmelze enthaltend (in Masse-%)

0.5	bis	1.8 %	Kohlenstoff
	bis	3.0 %	Mangan
6.0	bis	25.0 %	Chrom
8.0	bis	18.0 %	Molybdän
	bis	10.0 %	Wolfram
	bis	3.0 %	Niob
2.5	bis	6.0 %	Aluminium
	bis	20.0 %	Eisen
	bis	4.0 %	Cobalt
	bis	3.0 %	Titan
	bis	1.5%	Hafnium
	bis	2.0 %	Tantal
	bis	0.5 %	Zirkon
	bis	3.0 %	Vanadium,

Rest Nickel und Verunreinigungen, zu einem Pulver verdüst wird, wonach in einem zweiten Schritt aus dem Pulver ein kompakter Gegenstand geformt wird, wonach in einem dritten Schritt der kompakte Gegenstand einer Glühung im Temperaturbereich zwischen Lösungstemperatur von γ' -Phase und Solidustemperatur der Nickelbasislegierung unterworfen wird, worauf der Gegenstand in einem vierten Schritt ausscheidungsgehärtet wird.

17. Verfahren nach Anspruch 16, wobei in der Schmelze (in Masse-%)

0.6 bis 1.2 % Kohlenstoff und/oder
 10 bis 18 % Chrom und/oder
 mehr als 10.0 % Molybdän und/oder
 1.0 bis 6.0 % Wolfram und/oder
 0.2 bis 1.5 % Niob und/oder
 3.0 bis 5.0 % Aluminium und/oder
 1.5 bis 5.0 % Eisen und/oder
 bis 0.1 %, vorzugsweise 0.001 bis 0.02 %, Bor vorliegen
 und/oder ein Anteil (in Masse-%) an (Molybdän + 0.5xWolfram) mehr als 12.0 % beträgt.

18. Verfahren nach Anspruch 16 oder 17, wobei das Pulver durch heißisostatisches Pressen bei einer Temperatur von zumindest 1000 °C und einem Druck von zumindest 900 bar kompaktiert wird.

19. Verfahren nach einem der Ansprüche 17 bis 19, wobei die Glühung im Temperaturbereich von 1120 °C bis 1280 °C durchgeführt wird.

EP 1 647 606 A1

20. Verfahren nach einem der Ansprüche 16 bis 19, wobei der zweite und der dritte Schritt durch heißisostatisches Pressen bei einer Temperatur von mehr als 1120 °C für mehr als vier Stunden gleichzeitig durchgeführt wird.
21. Verfahren nach einem der Ansprüche 16 bis 19, wobei das Ausscheidungshärten durch ein zumindest einstündiges Auslagern des Gegenstandes bei einer Temperatur von 700 bis 950 °C und anschließendes Abkühlen des Gegenstandes erfolgt.
22. Werkzeug, insbesondere Schneidwerkzeug oder thermisch hochbelastetes Umformwerkzeug, bestehend aus einer Nickelbasislegierung gemäß einem der Ansprüche 1 bis 15.
23. Vormaterial zur Herstellung von Werkzeugen, insbesondere Schneidwerkzeugen oder thermisch hochbelasteten Umformwerkzeugen, enthaltend

0.5	bis	1.8 %	Kohlenstoff
	bis	3.0 %	Mangan
6.0	bis	25.0 %	Chrom
8.0	bis	18.0 %	Molybdän
	bis	10.0 %	Wolfram
	bis	3.0 %	Niob
2.5	bis	6.0 %	Aluminium
	bis	20.0 %	Eisen
	bis	4.0 %	Cobalt
	bis	3.0 %	Titan
	bis	1.5 %	Hafnium
	bis	2.0 %	Tantal
	bis	0.5 %	Zirkon
	bis	3.0 %	Vanadium,

Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen, wobei globulare Metallcarbide in einem Anteil von zumindest 10 Volumen-% vorliegen.

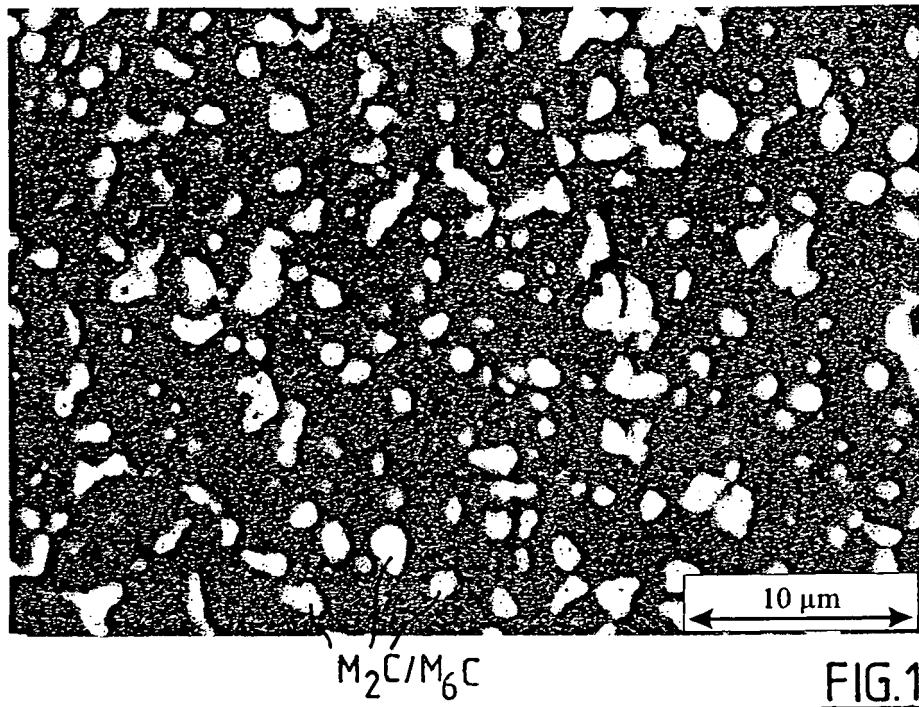


FIG.1a

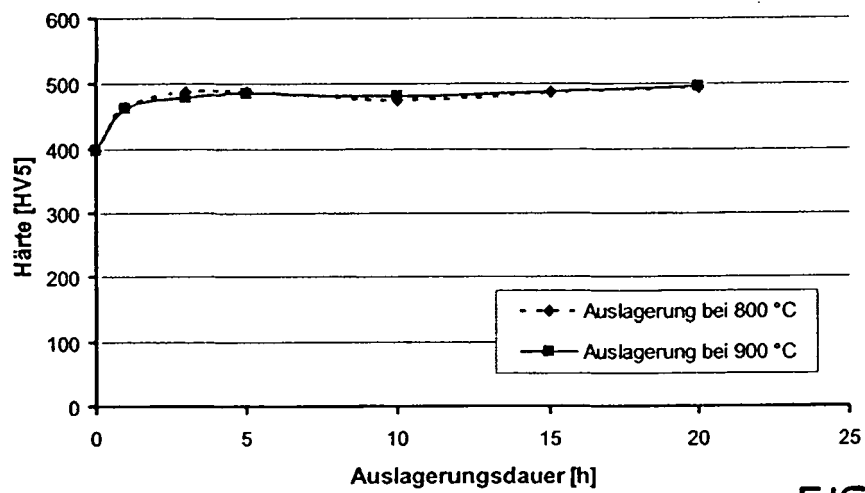


FIG.1b

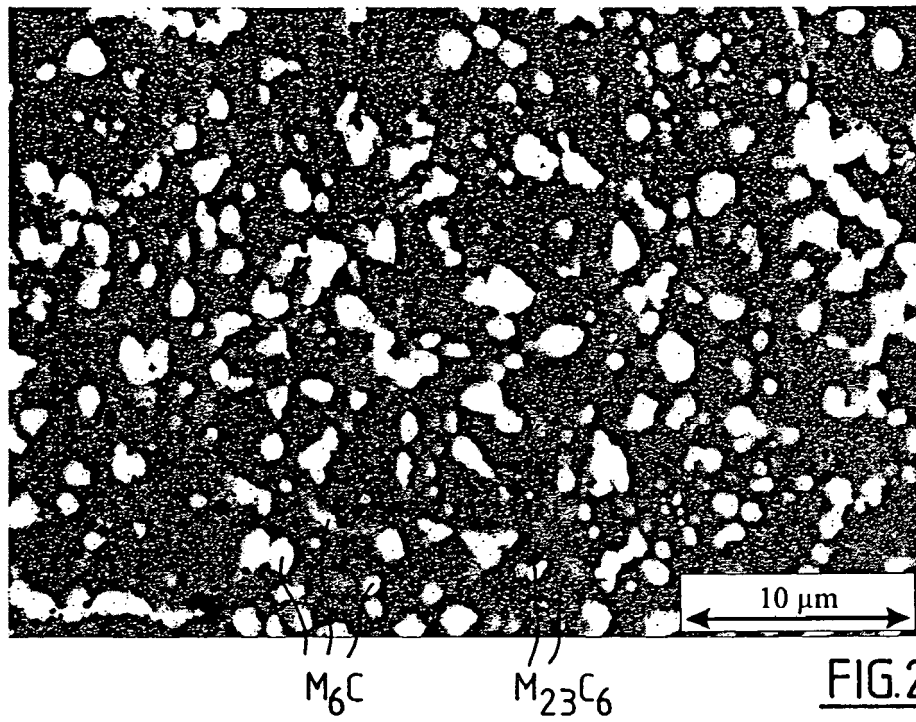


FIG.2a

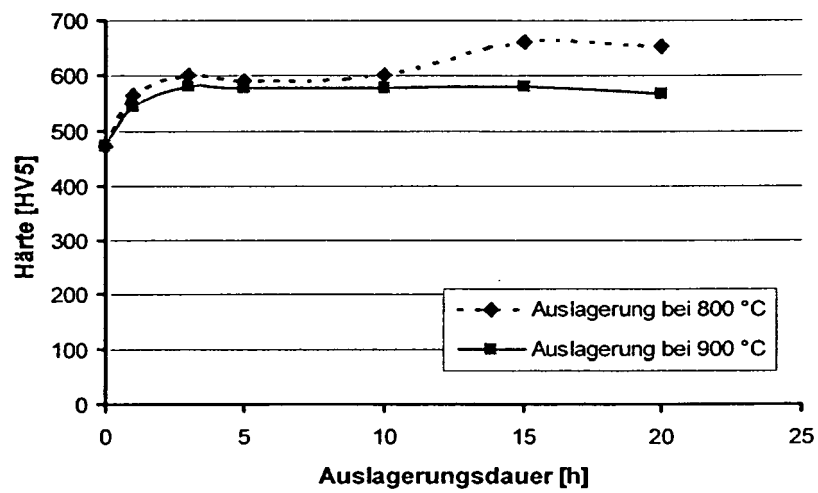


FIG.2b



Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 05 45 0151

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
A	US 4 727 740 A (YABUKI ET AL) 1. März 1988 (1988-03-01) *Tables and claims*	1-23	C22C19/05 C22F1/10
A	US 6 200 688 B1 (LIANG XUECHENG ET AL) 13. März 2001 (2001-03-13) * Tabelle 2 *	1-23	
A	US 6 238 620 B1 (LIU CHAIN T ET AL) 29. Mai 2001 (2001-05-29) * Tabelle 1 *	1-23	
A	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN Bd. 007, Nr. 122 (C-168), 26. Mai 1983 (1983-05-26) & JP 58 042743 A (MITSUBISHI KINZOKU KK), 12. März 1983 (1983-03-12) * Zusammenfassung *	1-23	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C22C C22F
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 10. Februar 2006	Prüfer Badcock, G
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	

1
EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

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

EP 05 45 0151

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.

10-02-2006

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
US 4727740	A	01-03-1988	CH 657380 A5	29-08-1986
			DE 3248963 T0	09-02-1984
			WO 8300883 A1	17-03-1983

US 6200688	B1	13-03-2001	DE 19917213 A1	21-10-1999
			GB 2336599 A	27-10-1999

US 6238620	B1	29-05-2001	KEINE	

JP 58042743	A	12-03-1983	KR 8901446 B1	03-05-1989
