

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

EP 1 052 305 A2

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:

15.11.2000 Patentblatt 2000/46

(51) Int Cl.7: **C22C 38/26**, C22C 38/22,
C22C 38/24, C22C 38/06

(21) Anmeldenummer: **00890146.4**

(22) Anmeldetag: **09.05.2000**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU
MC NL PT SE**

Benannte Erstreckungsstaaten:

AL LT LV MK RO SI

(30) Priorität: **10.05.1999 AT 84299**

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

(72) Erfinder:

- **Liebfahrt, Werner
8605 Kapfenberg (AT)**
- **Lichtenegger, Gerhard
8605 Kapfenberg (AT)**
- **Schweiger, Herbert
8661 Wartberg (AT)**

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

(54) **Metallischer Werkstoff mit hoher Härte, hohem Verschleisswiderstand und hoher Zähigkeit**

(57) Die Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zur legierungstechnischen Steuerung der Erstarrungskinetik und der Matrixzusammensetzung von karbidbildenden metallischen Schmelzen und auf einem vorzugsweise nach dem Verfahren hergestellten Werkstoff mit hoher Härte, hohem Verschleißwiderstand und hoher Zähigkeit.

Erfindungsgemäß ist vorgesehen, daß das Flüssigmetall in Abhängigkeit von dem Kohlenstoffgehalt und dem Gehalt an Elementen der Gruppe 5 des Periodensystems mit Aluminium in einer Konzentration von 0,3 bis 2,6 Gew.-% mit der Maßgabe legiert wird, daß

$$\text{Gew.}\% \text{ Al} = \text{Gew.}\% \text{ C} \times \text{AN} \times \text{F}$$

entspricht, wobei das Niobäquivalent AN aus

$$\text{AN} = 0,3 + 0,1 \times \text{Gew.}\% \text{ V} + \text{Gew.}\% \text{ Nb} + 1,12 \text{ Gew.}\% \text{ Ta}$$

und der Wirkungsbereichsfaktor F aus

$$\text{F} = 0,7 \text{ bis } 1,3$$

gebildet wird, worauf die Schmelze erstarren gelassen wird.

EP 1 052 305 A2

Beschreibung

[0001] Die Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zur legierungstechnischen Steuerung der Erstarrungskinetik und der Matrixzusammensetzung von karbidbildenden metallischen Schmelzen sowie auf einen vorzugsweise nach dem Verfahren hergestellten Werkstoff mit hoher Härte, hohem Verschleißwiderstand und hoher Zähigkeit, enthaltend Kohlenstoff, zumindest ein Element der Gruppe 5 des Periodensystems und Aluminium sowie wahlweise Silizium, Chrom, Molybdän, Wolfram, Rest zumindest eines der Elemente Mangan, Eisen, Nickel, Kobalt und herstellungsbedingte Verunreinigungen.

[0002] Legierungen, welche die oben angeführten Elemente aufweisen, sind zum Stand der Technik zu zählen. Beispielsweise sind im Bereich der Eisenbasislegierungen Werkzeugstähle bekannt, die unter anderem die Elemente Kohlenstoff, Vanadin, Niob und Aluminium beinhalten.

[0003] Die DE 31 44 475 A1 offenbart einen Schnellarbeits- und Werkzeugstahl der neben weiteren Elementen 0,3 bis 3,0 Gew.-% Kohlenstoff, 0,5 bis 3,0 Gew.-% Silizium, 0,5 bis 3,0 Gew.-% Aluminium 0,5 bis 6,0 Gew.-% Vanadin aufweist. Der Stahl, bei welchem das Vanadin teilweise oder vollständig durch Zirkonium, Niob, Hafnium, Titan, Tantal oder einem Gemisch davon ersetzt werden kann, besitzt vorzugsweise eine Summe der Gehalte an Silizium und Aluminium von ungefähr 2 Gew.-%. Die Elemente Silizium und Aluminium in Kombination sollen bei etwa gleicher Materialgüte Kobalt vollständig oder teilweise ersetzen und den Gehalt von Wolfram, Vanadin und Molybdän verringern.

[0004] Aus der EP- 0425471 B1 ist ein Kaltarbeitsstahl mit hoher Druckfestigkeit bekannt geworden, welcher unter anderem mit in Gew.-% 0,6 bis 1,5 C, 0,2 bis 1,6 Si, 0,3 bis 1,5 V, 0,2 bis 1,6 Al und bis 0,5 Nb legiert ist. Silizium und Aluminium sollen das Vergütungsverhalten verbessern und durch Nitridbildung ein Kornwachstum bei der Härtung bzw. beim Austenitisieren behindern und dadurch die Druckfestigkeit, die Härte, die Zähigkeit und die Verschleißfestigkeit des Materials erhöhen.

[0005] Durch die jeweilige Konzentration bestimmter Legierungselemente in Wechselwirkung mit den weiteren Bestandteilen kann zumindest eine gewünschte Eigenschaft von ledeburitisch erstarrenden Werkstoffen besonders gefördert werden. Eine hohe Verschleißbeständigkeit ist beispielsweise legierungstechnisch mittels Erhöhung des Karbidanteiles erreichbar, allerdings verschlechtert sich dabei die Zähigkeit des Materials.

[0006] Die Güte und die Verwendbarkeit des Werkstoffes sind jedoch durch das Eigenschaftsprofil gekennzeichnet, welches entsprechend den modernen technischen Anforderungen an diesen aus möglichst jeweils hohen bzw. vorteilhaften Einzeleigenschaften gebildet sein soll. Dabei ist es aus Gründen der Zuverlässigkeit wichtig, daß die Schwankungsbreite der Eigenschaftswerte möglichst gering ist.

[0007] Wie eingangs erwähnt, wurde durch ein Legieren mit Aluminium versucht, teure Elemente zu substituieren oder die thermische Vergütung dahingehend zu beeinflussen, daß die Werkstoffeigenschaften verbessert sind.

[0008] Ein erhöhter Aluminiumgehalt in ledeburitischen Stählen hat sich nur in einigen Fällen als günstig erwiesen, weil dieser zumeist keine wesentliche Verbesserung des Eigenschaftsprofils des Werkstoffes bewirkte und die gegebenenfalls verbesserten Einzeleigenschaften große Schwankungen aufwiesen. Die Ursachen dafür sind nach Fachmeinung durch die Erstarrungsmorphologie begründet. Ein entstehen grober, bei der Erstarrung der Schmelze primär ausgeschiedener Karbide, welche bei einer Warmumformung des Materials im wesentlichen nicht zu zertrümmern sind, jedoch eine nachteilige Zeilenstruktur bilden können sowie die erreichbare Härte und Zähigkeit der Matrix sind als legierungstechnische Grenzen für eine Verbesserung der Gesamteigenschaften anzusehen.

[0009] Hier will die Erfindung Abhilfe schaffen und setzt sich zum Ziel, ein Verfahren anzugeben, mit welchen die Erstarrungskinetik von karbidbildenden metallischen Schmelzen legierungstechnisch derart gesteuert wird, daß das Gefüge morphologisch vorteilhaft mit verbesserten Matrixeigenschaften ausgebildet ist. Weiters ist es Aufgabe der Erfindung, gattungsgemäße metallische Werkstoffe mit hoher Härte, hohem Verschleißwiderstand und hoher Zähigkeit zu schaffen. Präzisiert bedeutet dies die Schaffung von hochdruckresistenten, insbesondere Kaltarbeits- Werkstoffen gleichzeitig mit wesentlich verbesserter Beständigkeit gegen abrasiven Verschleiß, mit erhöhter plastischer Biegebrucharbeit und Biegebruchfestigkeit sowie mit einer signifikant erhöhten 0,2% Stauchgrenze des Materials.

[0010] Das Ziel wird bei einem Verfahren der eingangs genannten Art dadurch erreicht, daß das Flüssigmetall in Abhängigkeit von dem Kohlenstoffgehalt im Bereich von 0,6 bis 1,7 Gew.-% C und von dem Gehalt an Elementen der Gruppe 5 des Periodensystems bis zu 4,6 Gew.-% mit Aluminium in einer Konzentration von 0,3 bis 2,6 Gew.-% Al mit der Maßgabe legiert wird, daß der Aluminiumgehalt gleich dem Kohlenstoffgehalt, multipliziert mit dem Niobäquivalent AN, multipliziert mit dem Wirkungsbereichsfaktor F beträgt:

$$\text{Gew.-% Al} = \text{Gew.-% C} \times \text{AN} \times \text{F}$$

wobei das Niobäquivalent entsprechend dem Zusammenhang

$$AN = 0,3 + 0,1 \times \text{Gew.}\% V + \text{Gew.}\% Nb + 1,12 \text{ Gew.}\% Ta$$

und der Wirkungsbereichsfaktor aus

$$F = 0,7 \text{ bis } 1,3$$

gebildet sind, worauf die Schmelze erstarren gelassen wird.

[0011] Die Vorteile des erfindungsgemäßen Verfahrens sind im wesentlichen darin zu sehen, daß mittels des wirkungsoptimierten Aluminiumgehaltes die Erstarrungskinetik derart beeinflußt werden kann, daß eine primäre Karbidausscheidung und ein Karbidkornwachstum bei der weiteren Abkühlung weitgehend unterdrückt wird, daß sich also die Karbide eutektisch im wesentlichen fein globulitisch in der Schmelze bilden. Weiters kann durch die jeweilige Aluminiumkonzentration die Zusammensetzung der Matrix, insbesondere deren Kohlenstoffgehalt, gesteuert und dadurch letztlich die Matrixhärte und -zähigkeit bestimmt werden. Erstmals wurde gefunden, daß es für ein Erreichen eines besonders vorteilhaften hohen Eigenschaftsprofils von Werkstoffen wichtig ist, den Aluminiumgehalt in Grenzen in Abhängigkeit von der Kohlenstoffkonzentration und von dem Niobäquivalent einzustellen. Geringere Gehalte als 0,3 Gew.-% bzw. höhere Gehalte als 2,6 Gew.-% Aluminium haben keine günstige Wirkung mehr, bzw. können im weiteren Abstand von der oberen Grenze auf Grund einer Verschlechterung der Matriceigenschaften nachteilig wirksam sein. Zwischen diesen Grenzen ist im Hinblick auf eine im wesentlichen eutektische Karbidbildung bei der Erstarrung und damit eine morphologisch gewünschte Struktur des Erstarrungsgefüges mit verbesserten Matriceigenschaften der Aluminiumgehalt gemäß dem vorgenannten Zusammenhang in der Legierung einzustellen. Die Ursachen der weitgehenden Unterdrückung einer primären Karbidausscheidung sind wissenschaftlich noch nicht restlos geklärt, es kann jedoch angenommen werden, daß Aluminium in entsprechenden Konzentrationen die Kristallisationskeime in ihrer Wirkung einschränkt und eine größere diesbezügliche Unterkühlung zuläßt.

[0012] Ein morphologisch besonders günstiges Gefüge wird erreicht, wenn der Wirkungsbereichsfaktor F einen Wert zwischen 0,9 und 1,2 aufweist.

[0013] Die weitere Aufgabe der Erfindung wird bei einem metallischen Werkstoff, der vorzugsweise nach dem vorgenannten Verfahren hergestellt ist, dadurch gelöst, daß die Legierung

bis 1,7 Gew.-% Kohlenstoff
bis 4,6 Gew.-% ein oder mehrere Elemente der Gruppe 5 des Periodensystems sowie
0,3 bis 2,6 Gew.-% Aluminium mit der Maßgabe beinhaltet, daß das Aluminium in Abhängigkeit vom Kohlenstoff- sowie Vanadin- Niob- und Tantalgehalt eine Konzentration gemäß der Formel

$$\% Al = \% C \times AN \times F$$

aufweist, wobei der Wert AN bzw. das Niobäquivalent aus

$$AN = 0,3 + 0,1\%V + \%Nb + 1,12 \times \%Ta$$

gebildet ist und der Faktor F

$$F = 0,7 \text{ bis } 1,3$$

den Wirkungsbereich angibt.

Die Vorteile des Werkstoffes gemäß der Erfindung bestehen im wesentlichen darin, daß sämtliche mechanischen Eigenschaften und auch die Beständigkeit gegen abrasiven Verschleiß desselben wesentlich verbessert sind. Allerdings ist dafür eine entsprechende Einstellung bzw. Einhaltung des Aluminiumgehaltes wichtig, weil von diesem in Abhängigkeit von dem Kohlenstoffgehalt und von dem Niobäquivalent die Ausbildung der Gußstruktur und jene des Gefüges des verformten Materials abhängen. Der Zusammenhang von Niobäquivalent, Kohlenstoffgehalt und erfindungsgemäßer Aluminiumkonzentration ist auch Fig. 1 beispielhaft zu entnehmen, wobei der Wirkungsbereichsfaktor unberücksichtigt ist. Bei einem gewünschten Gehalt an Elementen der Gruppe 5 des Periodensystems, welche mit den weiteren Bestandteilen die Voraussetzungen für ein gewünschtes Eigenschaftsprofil des Werkstoffes bilden, ist

in Abhängigkeit von dem Kohlenstoffgehalt jener des Aluminiums in den Grenzen 0,3 bis 2,6 Gew.-% bestimmt.

[0014] Eine besondere Hochlage der Eigenschaften des Werkstoffes in ihrer Gesamtheit wird erreicht, wenn der Wirkungsbereichsfaktor F einen Wert zwischen 0,9 und 1,2 aufweist.

[0015] Wenn die Legierung auf Nickel- oder Kobaltbasis gebildet ist, können durch die erfindungsgemäße Zusammensetzung insbesondere deren Zähigkeits- und Festigkeitsmerkmale entscheidend angehoben werden.

[0016] Schneidwerkzeuge mit verbesserter Standzeit und dergleichen Bruchsicherheit sind bevorzugt herstellbar, wenn die Basis der Legierung als Schnellarbeitsstahl ausgebildet und mit Aluminium in den Erfindungsbereichen legiert ist.

[0017] Besonders ausgeprägt können die Vorteile bei einem erfindungsgemäß legierten Kaltarbeitsstahl sein. Insbesondere der hohe Verschleißwiderstand sowie die große Zähigkeit und Festigkeit des Materials ergeben überragende Gebrauchseigenschaften von daraus gefertigten Werkzeugen.

[0018] Wenn, wie nach der Erfindung vorgesehen, die Legierung in Gew.-% mindestens 0,6 Kohlenstoff

0,2 bis 1,6 Silizium

3,0 bis 13,0 Chrom

1,0 bis 10,0 Molybdän

bis 9,0 Wolfram

bis 0,1 Stickstoff

0,5 bis 10,0 Vanadin

bis 6,0 Niob

bis 2,8 Tantal

und Aluminium, Rest Mangan und/oder Eisen und/oder Nickel und/oder Kobalt sowie herstellungsbedingte Verunreinigungen aufweist und einen Aluminiumgehalt in Abhängigkeit von der Vanadin, Niob und Tantalkonzentration sowie dem Kohlenstoffgehalt vorliegt, sind für die wichtigsten, technisch in Anwendung stehenden Werkstoffe beste Eigenschaftsmerkmale erreichbar.

[0019] Ein Widerstand gegen abrasiven Verschleiß nach DIN 50320 von größer als 12 1/g im SiC-Schleifpapierverschleißtest P 120 (Schleiftellerdurchmesser: 300 mm; Schleiftellerdrehzahl: 150 mm^{-1} ; Probendurchmesser: 8 mm; Anpreßkraft: 13,33N), eine Biegebruchfestigkeit von mindestens 4500 N/mm² und eine plastische Biegebrucharbeit im Bereich von 3000 Nmm bei einer 0,2% Stauchgrenze von über 2600 N/mm² des thermisch vergüteten Werkstoffes können erreicht werden, wenn die Legierung in Gew.-%

1,0 bis 1,4 Kohlenstoff

0,6 bis 1,1 Silizium

0,2 bis 0,5 Mangan

7,0 bis 11,0 Chrom

2,0 bis 3,2 Molybdän

bis 1,0 Wolfram

bis 0,8 Nickel

1,0 bis 1,5 Vanadin

0,4 bis 0,65 Niob

[0020] Aluminium in den erfindungsgemäß abhängigen Grenzen zwischen 0,64 und 2,0, Rest Eisen und herstellungsbedingte Verunreinigungen aufweist.

[0021] Die mechanischen Eigenschaften und der Widerstand gegen einen abrasiven Verschleiß können gesteigert werden, wenn die Legierung mehr als 0,5 Gew.-% Niob aufweist.

[0022] Vanadin in Gehalten von über 2,7 Gew.-% bewirkt einen besonders hohen Verschleißwiderstand des thermisch vergüteten Werkstoffes.

[0023] Von besonderer Bedeutung für ein morphologisch günstiges Gefüge ist eine geringe Konzentration der Legierung an Elementen der Gruppe 4 des Periodensystems und gegebenenfalls des Stickstoffes, weil Verbindungen dieser Elemente wirksame Keime für eine primäre Karbidausscheidung bilden können. Daher ist von Vorteil, wenn der Gehalt an Elementen der Gruppe 4 des Periodensystems unter 0,24 Gew.-%, vorzugsweise unter 0,1 Gew.-%, liegt und/oder der Stickstoffgehalt weniger als 0,01 Gew.-% beträgt.

[0024] Im folgenden wird die Erfindung anhand von Tabellen mit jeweils der chemischen Zusammensetzung und den Untersuchungsergebnissen der Versuchswerkstoffe näher erläutert.

[0025] In Tabelle 1 ist die chemische Zusammensetzung der Versuchslegierung aufgeführt.

[0026] Aus Tabelle 2 sind die jeweiligen Erprobungsergebnisse und eine Bewertungszahl für das Eigenschaftsprofil der Legierung entnehmbar.

[0027] Die Bewertungszahl in Tabelle 2, welche die Eigenschaften des Werkstoffes in der Gesamtheit kennzeichnet, wurde derart gebildet, daß die Kennzahlen für die plastische Biegebrucharbeit, für die Biegebruchfestigkeit sowie die 0,2% Stauchgrenze jeweils durch 1000, diejenige für den abrasiven Verschleiß durch 10 dividiert und die so gebildeten Kennzahlenwerte miteinander multipliziert wurden.

[0028] Die Legierungen 1,2,3 sowie 7,8,9, 10 stellen Legierungen gemäß der Erfindung dar und weisen durchwegs überlegene Einzeleigenschaften auf. die plastische Biegebrucharbeit dieser Werkstoffe liegt vorteilhaft bei Werten über 2900Nmm, lediglich die äußerst verschleißfeste Schnellarbeitsstahllegierung 7 besitzt diesbezüglich einen geringfügig niedrigeren Wert.

[0029] Gleiches gilt für die Biegebruchfestigkeit mit jeweils Kennzahlen von über 4500 N/mm² und für die 0,2% Stauchgrenze mit Werten über 2600 n/mm² . Im Hinblick auf den Einsatz und die Standzeit eines aus derartigen Legierungen gebildeten Werkzeuges ist oftmals der Verschleißwiderstand von besonderer Bedeutung. Die erfindungsgemäßen Werkstoffe besitzen, wie aus der Tabelle hervorgeht, einen sehr hohen Verschleißwiderstand.

[0030] Wiewohl die zum Vergleich mit den erfindungsgemäß zusammengesetzten Legierungen herangezogenen, gegebenenfalls ähnliche Elementkonzentrationen aufweisenden Materialien oft hervorragende Einzeleigenschaften aufweisen können, so ist deren Eigenschaftsprofil oft für Beanspruchungen in der modernen Verfahrenstechnik nicht ausreichend ausgebildet. Bei vergleichender Betrachtung der die Werkstoffeigenschaften in ihrer Gesamtheit darstellenden Bewertungskennzahl sind die Vorteile der erfindungsgemäßen Legierungen besonders verdeutlicht.

Legierung	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W	Ti	Al	Nb	N
1	1,25	0,90	0,30	8,70	2,70	0,10	1,25	n.b.	<0,01	1,20	0,53	0,020
2	1,25	0,90	0,30	8,70	2,70	0,10	1,25	n.b.	<0,01	0,84	0,53	0,020
3	1,28	0,95	0,60	11,65	1,90	0,80	1,10	n.b.	<0,01	1,50	0,85	0,030
4	1,25	0,60	0,30	9,90	1,10	0,30	1,00	n.b.	<0,01	0,50	0,50	0,030
5	1,48	1,00	0,40	9,60	0,95	0,15	1,80	n.b.	<0,01	1,68	0,17	0,050
6	1,05	0,40	0,35	11,50	1,39	0,30	2,83	n.b.	<0,01	0,27	0,08	0,040
7	1,70	0,30	0,25	4,20	3,50	0,10	4,40	3,70	<0,01	1,34	0,02	0,010
8	1,35	0,35	0,20	4,15	7,70	0,20	2,65	7,70	<0,01	0,60	0,00	0,025
9	1,37	0,40	0,30	4,00	8,10	0,40	2,73	4,00	<0,01	0,80	0,00	0,020
10	1,11	0,45	0,35	10,10	2,70	0,20	0,70	0,50	<0,01	1,23	0,58	0,020
11	1,15	0,30	0,25	10,05	2,90	0,15	0,95	0,60	<0,01	1,69	0,69	0,020
12	1,75	0,40	0,35	9,30	1,00	0,15	1,10	n.b.	<0,01	2,30	0,60	0,020
13	1,80	0,45	0,25	9,10	1,50	0,10	1,15	n.b.	<0,02	2,80	0,73	0,030
14	1,50	0,10	0,25	10,10	1,15	0,15	1,05	n.b.	<0,02	2,70	0,43	0,040
15	0,50	0,40	0,45	9,20	2,75	0,30	1,80	n.b.	<0,02	0,50	0,18	0,030
16	1,20	0,35	0,23	8,23	1,05	0,60	0,95	n.b.	<0,01	0,22	0,15	0,030

Tab. 1

Legierung	plastische Biegebrucharbeit [Nmm]	Biegebruchfestigkeit [N/mm ²]	0,2%-Stauchgrenze [N/mm ²]	abrasiver Verschleißwiderstand [1/g]	Bewertungszahl
1	3095	4955	2795	12,9	55,29
2	2985	4780	2600	12,4	46,00
3	2990	4640	2620	13,9	50,52
4	1780	3730	2100	9,3	12,97
5	1420	2985	2000	7,5	6,36
6	1505	2990	2100	6,0	5,67
7	2840	4520	2900	14,3	53,23
8	2915	4510	2820	13,9	51,53
9	2930	4630	2840	13,7	52,78
10	3005	4560	2605	12,1	43,19
11	1800	3200	2200	10,7	13,56
12	2510	4500	2600	12,0	35,24
13	1705	2010	2010	7,3	5,03
14	1430	1940	2030	10,1	5,69
15	2010	3200	2070	5,0	6,66
16	1870	2150	2090	9,4	7,90

Tab. 2

Patentansprüche

1. Verfahren zur legierungstechnischen Steuerung der Erstarrungskinetik und der Matrixzusammensetzung von karbidbildenden metallischen Schmelzen, dadurch gekennzeichnet, daß das Flüssigmetall in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt im Bereich von 0,6 bis 1,7 Gew.-% C und vom Gehalt an Elementen der Gruppe 5 des Periodensystems bis zu 4,3 Gew.-% mit Aluminium in einer Konzentration von 0,3 bis 2,6 Gew.-% Al mit der Maßgabe legiert wird, daß der Aluminiumgehalt gleich dem Kohlenstoffgehalt, multipliziert mit dem Niobäquivalent AN, multipliziert mit dem Wirkungsbereichsfaktor F, beträgt:

$$\text{Gew.-% Al} = \text{Gew.-% C} \times \text{AN} \times \text{F},$$

wobei das Niobäquivalent entsprechend dem Zusammenhang:

$$\text{AN} = 0,3 + 0,1 \text{Gew.-% V} + \text{Gew.-% Nb} + 1,12 \text{Gew.-% Ta}$$

und der Wirkungsbereichsfaktor aus:

$$\text{F} = 0,7 \text{ bis } 1,3$$

gebildet sind, worauf die Schmelze erstarren gelassen wird.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß der Wirkungsbereichsfaktor

$$\text{F} = 0,9 \text{ bis } 1,2 \text{ beträgt.}$$

3. Metallischer Werkstoff, insbesondere hergestellt nach dem Verfahren gemäß den vorgeordneten Ansprüchen, mit hoher Härte, hohem Verschleißwiderstand und hoher Zähigkeit, enthaltend Kohlenstoff, zumindest ein Element der Gruppe 5 des Periodensystems und Aluminium sowie wahlweise Silizium, Chrom, Molybdän, Wolfram, Rest zumindest eines der Elemente Mangan, Eisen, Nickel, Kobalt und herstellungsbedingte Verunreinigungen, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierung

bis 1,7 Gew.-% Kohlenstoff

bis 4,3 Gew.-% ein oder mehrere Elemente der Gruppe 5 des Periodensystems sowie

0,3 bis 2,6 Gew.-% Aluminium mit der Maßgabe beinhaltet, daß das Aluminium in Abhängigkeit vom Kohlenstoff- sowie des Vanadin-Niob- und Tantalgehaltes eine Konzentration gemäß der Formel

$$\% \text{ Al} = \% \text{ C} \times \text{AN} \times \text{F}$$

aufweist, wobei der Wert N bzw. das Niobäquivalent

$$\text{N} = 0,3 + 0,1 \times \% \text{ V} + \% \text{ Nb} + 1,12 \% \text{ Ta}$$

gebildet ist und der Faktor F

$$\text{F} = 0,7 \text{ bis } 1,3$$

den Wirkungsbereich angibt.

4. Werkstoff nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß der Wirkungsbereichsfaktor $\text{F} = 0,9 \text{ bis } 1,2$ beträgt.

5. Werkstoff nach Anspruch 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierung als Nickel- oder Kobaltbasis-

gierung ausgebildet ist.

6. Werkstoff nach Anspruch 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Basis der Legierung als Schnellarbeitsstahl ausgebildet ist.

7. Werkstoff nach Anspruch 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Basis der Legierung als Kaltarbeitsstahl ausgebildet ist.

8. Werkstoff nach Anspruch 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierung in Gew.-%

mindestens 0,6 Kohlenstoff

0,2 bis 1,6 Silizium

3,0 bis 13,0 Chrom

1,0 bis 10,0 Molybdän

bis 9,0 Wolfram

bis 0,1 Stickstoff

0,5 bis 10,0 Vanadin

bis 3,0 Niob

bis 2,8 Tantal

und Aluminium, Rest Mangan und/oder Eisen und/oder Nickel und/oder Kobalt sowie herstellungsbedingte Verunreinigungen aufweist.

9. Werkstoff nach einem der Ansprüche 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierung in Gew.-%

1,0 bis 1,4 Kohlenstoff

0,6 bis 1,1 Silizium

0,2 bis 0,5 Mangan

7,0 bis 11,0 Chrom

2,0 bis 3,2 Molybdän

bis 1,0 Wolfram

bis 0,8 Nickel

1,0 bis 1,5 Vanadin

0,4 bis 0,65 Niob

und Aluminium, Rest Eisen und herstellungsbedingte Verunreinigungen aufweist.

10. Werkstoff nach einem der Ansprüche 3 bis 9, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierung mehr als 0,5 Gew.-% Niob aufweist.

11. Werkstoff nach einem der Ansprüche 3 bis 10, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierung mehr als 2,7 Gew.-% Vanadin aufweist.

12. Werkstoff nach einem der Ansprüche 3 bis 11, **dadurch gekennzeichnet**, daß der Gehalt an Elementen der Gruppe 4 des Periodensystems unter 0,24 Gew.-%, vorzugsweise unter 0,1 Gew.-%, liegt.