

(19)



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets



(11)

EP 1 052 305 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des
Hinweises auf die Patenterteilung:
01.03.2006 Patentblatt 2006/09

(51) Int Cl.:
C22C 38/26 ^(2006.01) **C22C 38/22** ^(2006.01)
C22C 38/24 ^(2006.01) **C22C 38/06** ^(2006.01)

(21) Anmeldenummer: **00890146.4**

(22) Anmeldetag: **09.05.2000**

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

Metallic material with high hardness, high wear resistance and high toughness

Materiau métallique présentant une dureté élevée, une résistance élevée à l'usure et une ténacité élevée

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU
MC NL PT SE**
Benannte Erstreckungsstaaten:
SI

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

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
15.11.2000 Patentblatt 2000/46

(73) Patentinhaber: **BÖHLER Edelstahl GmbH
8605 Kapfenberg (AT)**

(72) Erfinder:
• **Liebfahrt, Werner Dipl.Ing.
8605 Kapfenberg (AT)**
• **Lichtenegger, Gerhard Dr.
8605 Kapfenberg (AT)**

• **Schweiger, Herbert Ing.
8661 Wartberg (AT)**

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

(56) Entgegenhaltungen:
**EP-A- 0 425 471 DE-C- 900 466
GB-A- 2 096 171**

• **PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 1999, no.
03, 31. März 1999 (1999-03-31) -& JP 10 330894 A
(DAIDO STEEL CO LTD), 15. Dezember 1998
(1998-12-15)**
• **PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 1995, no.
07, 31. August 1995 (1995-08-31) -& JP 07 090540
A (SUMITOMO METAL IND LTD), 4. April 1995
(1995-04-04)**

EP 1 052 305 B1

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

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.

[0002] Derartige Legierungen 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 Flüssigmetall bestehend aus den Elementen in Gew.-%:

0,6	bis	1,7	%	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
0,5	bis	1,5	%	Vanadin
0,4	bis	0,65	%	Niob,

gegebenenfalls Tantal,
wahlweise Elemente der Gruppe 4 des Periodensystems im Ausmaß von unter 0,24 Gew.-%,
Rest Eisen sowie herstellungsbedingte Verunreinigungen
hergestellt und in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt und vom 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 Wirkungs-
bereichsfaktor F, beträgt:

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

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:

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

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 Karbid-
ausscheidung und ein Karbidkomwachstum 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 Alu-
miniumkonzentration 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 aufgrund einer Verschlechterung der Matrixeigenschaften 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 Matrixeigenschaften der Alu-
miniumgehalt 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 zutäßt.

[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 vorge-
nannten Verfahren hergestellt ist, dadurch gelöst, dass die Legierung aus dem Elementen in Gew.-%:

0,6	bis	1,7	%	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
0,5	bis	1,5	%	Vanadin
0,4	bis	0,65	%	Niob
0,3	bis	2,6	%	Aluminium,

gegebenenfalls weitere Elemente der Gruppe 5 des Periodensystems bis zu insgesamt 4,6 Gew.-%,
wahlweise Elemente der Gruppe 4 des Periodensystems im Ausmaß von unter 0,24 Gew.-%,

Rest Eisen sowie herstellungsbedingte Verunreinigungen besteht und Aluminium in Abhängigkeit vom Kohlenstoff- sowie des Vanadin-, Niob- und Tantalgehaltes eine Konzentration gemäß der Formel:

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

aufweist, wobei der Wert AN bzw. das Niobäquivalent gemäß:

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

gebildet ist und der FaMör F:

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

den Wirkungsbereich angibt.

[0014] 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. 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.

[0015] 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.

[0016] Schneidwerkzeuge mit verbesserter Standzeit und dergleichen Bruchsicherheit sind bevorzugt herstellbar, wenn die Basis der Legierung als Schnellarbeitsstahl ausgebildet und mit Aluminium in den Erfindungsbereich 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] Ein Widerstand gegen abrasiven Verschleiß nach DIN 50320 von größer als 12 1/g im SiC-Schleifpapierverschleißtest P 120 (Schleiftellerdurchmesser 300 mm; Schleiftellerdrehzahl: 150 min⁻¹; Probendurchmesser: 8 mm; Anpreßkraft: 13,33 N), 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

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

[0019] Die mechanischen Eigenschaften und der Widerstand gegen einen abrasiven Verschleiß können gesteigert werden, wenn die Legierung mehr als 0,5 Gew.-% Niob aufweist.

[0020] 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 der Stickstoffgehalt weniger als 0,01 Gew.-% beträgt.

[0021] Im Folgenden wird die Erfindung anhand von Tabellen mit jeweils der chemischen Zusammensetzung und den Untersuchungsergebnissen der Versuchswerkstoffe näher erläutert.

[0022] In Tabelle 1 ist die chemische Zusammensetzung der Versuchslegierung aufgeführt, wobei der Rest jeweils aus Eisen und erschmelzungsbedingten Verunreinigungen besteht.

[0023] Aus Tabelle 2 sind die jeweiligen Erprobungsergebnisse und eine Bewertungszahl für das Eigenschaftsprofil der Legierung ertnehmbar.

[0024] 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.

[0025] Die Legierungen 1,2 und 10 stellen Legierungen gemäß der Erfindung dar und weisen durchwegs überlegene Einzeleigenschaften auf. Die plastische Biegebrucharbeit dieser Werkstoffe liegt vorteilhaft bei Werten über 2900Nmm.

[0026] 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.

[0027] 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** Flüssigmetall bestehend aus den Elementen in Gew.-%:

0,6	bis	1,7	%	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
0,5	bis	1,5	%	% Vanadin
0,4	bis	0,65	%	Niob.

gegebenenfalls Tantal,

wahlweise Elemente der Gruppe 4 des Periodensystems im Ausmaß von unter 0,24 Gew.-%,

Rest Eisen sowie herstellungsbedingte Verunreinigungen

hergestellt und in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt und vom 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:

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

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:

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

gebildet sind, worauf die Schmelze erstarren gelassen wird.

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

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

3. Metallischer Werkstoff, insbesondere hergestellt nach dem Verfahren gemäß den vorgeordneten Ansprüchen, mit hoher Härte, hohem Verschleißwiderstand und hoher Zähigkeit, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung aus den Elementen in Gew.-%:

0,6	bis	1,7	%	Kohlenstoff
0,8	bis	1,1	%	Silizium
0,2	bis	0,5	%	Mangan
7,0	bis	11,0	%	Chrom
2,0	bis	3,2	%	Molybdän

EP 1 052 305 B1

Tabelle fortgesetzt

	bis	1,0	%	Wolfram
	bis	0,8	%	Nickel
5	0,5	bis	1,5	% Vanadin
	0,4	bis	0,65	% Niob
	0,3	bis	2,6	% Aluminium,

gegebenenfalls weitere Elemente der Gruppe 5 des Periodensystems bis zu insgesamt 4,6 Gew.%,
 wahlweise Elemente der Gruppe 4 des Periodensystems im Ausmaß von unter 0,24 Gew.%,
 Rest Eisen sowie herstellungsbedingte Verunreinigungen
 besteht und Aluminium in Abhängigkeit vom Kohlenstoff- sowie des Vanadin-, Niob- und Tantalgehaltes eine Kon-
 zentration gemäß der Formel:

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

aufweist, wobei der Wert AN bzw. das Niobäquivalent gemäß:

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

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.

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

5. Werkstoff nach einem der Ansprüche 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Gehalt an Elementen der Gruppe 4 des Periodensystems unter 0,1 Gew.-% liegt.

Revendications

1. Procédé de commande en technique d'alliage de la cinétique de solidification et de la composition de la matrice de coulées métalliques à formation de carbure, **caractérisé en ce que** le métal liquide est fabriqué en étant constitué des éléments en % en poids :

0,6	à	1,7	%	de carbone
0,6	à	1,1	%	de silicium
0,2	à	0,5	%	de manganèse
7,0	à	11,0	%	de chrome
2,0	à	3,2	%	de molybdène
jusqu'à		1,0	%	de tungstène
jusqu'à		0,8	%	de nickel
0,5	à	1,5	%	de vanadium
0,4	à	0,55	%	de niobium

EP 1 052 305 B1

éventuellement du tantale,
des éléments au choix du groupe 4 de la table périodique dans une mesure inférieure à 0,24% en poids,
le reste étant du fer ainsi que des impuretés dues à la fabrication et en fonction de la teneur en carbone et de la
teneur en éléments du groupe 5 de la table périodique, est allié à jusqu'à 4,6% en poids d'aluminium dans une
concentration de 0,3 à 2,6% en poids de Al, de telle sorte que la teneur en aluminium est égale à la teneur en
carbone, multipliée par l'équivalent de niobium AN, multipliée par le facteur de champ d'action F

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

l'équivalent de niobium étant formé selon la relation :

$$\text{AN} = 0,3 + 0,1\% \text{ en poids de V} + \% \text{ en poids de Nb} + 1,12\% \text{ en poids de Ta}$$

et le facteur de champ d'action à partir de :

$$F = 0,7 \text{ à } 1,3$$

sur quoi la coulée est amenée à se solidifier.

2. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** le facteur de champ d'action mesure

$$F = 0,9 \text{ à } 1,2$$

3. Matériau métallique, fabriqué notamment d'après le procédé selon les revendications précédentes, présentant une
dureté élevée, une résistance élevée à l'usure et une ténacité élevée, **caractérisé en ce que** l'alliage est constitué
des éléments en % en poids :

0,6	à	1,7	%	de carbone
0,6	à	1,1	%	de silicium
0,2	à	0,5	%	de manganèse
7,0	à	11,0	%	de chrome
2,0	à	3,2	%	de molybdène
jusqu'à		1,0	%	de tungstène
jusqu'à		0,8	%	de nickel
0,5	à	1,5	%	de vanadium
0,4	à	0,55	%	de niobium
0,3	à	2,6	%	d'aluminium

éventuellement d'autres éléments du groupe 5 de la table périodique jusqu'à un total de 4,6% en poids,
des éléments au choix du groupe 4 de la table périodique dans une mesure inférieure à 0,24% en poids,
et le reste de fer ainsi que d'impuretés dues à la fabrication et l'aluminium comprend en fonction de la teneur en
carbone ainsi que de la teneur en vanadium, en niobium et en tantale une concentration selon la formule :

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

la valeur AN et/ou l'équivalent en niobium étant formés selon :

$$AN = 0,3 + 0,1 \times \% \text{ en poids de V} + \% \text{ en poids de Nb} + 1,12\% \text{ en poids de Ta}$$

et le facteur F :

$$F = 0,7 \text{ à } 1,3$$

indiquant le champ d'action.

4. Matériau selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** le facteur de champ d'action mesure :

$$F = 0,9 \text{ à } 1,2$$

5. Matériau selon l'une quelconque des revendications 3 ou 4, **caractérisé en ce que** la teneur en éléments du groupe 4 de la table périodique est inférieure à 0, 1 % en poids.

Claims

1. A process for the control, by alloying technology, of the solidification kinetics and matrix composition of carbide-forming metal melts, **characterised in that** liquid metal, consisting of the following elements in wt. %:

0.6	to	1.7%	carbon
0.6	to	1.1%	silicon
0.2	to	0.5%	manganese
7.0	to	11.0%	chromium
2.0	to	3.2%	molybdenum
	up to	1.0%	tungsten
	up to	0.8%	nickel
0.5	to	1.5%	vanadium
0.4	to	0.65%	niobium,

optionally tantalum,

optionally elements of group 4 of the periodic table in a quantity of less than 0.24 wt. %, remainder iron and impurities introduced during manufacture,

is produced and alloyed with aluminium in a concentration of 0.3 to 2.6 wt. % Al as a function of the carbon content and of the content of elements of group 5 of the periodic table of up to 4.6 wt. %, with the proviso that the aluminium content is equal to the carbon content multiplied by the niobium equivalent AN multiplied by the effective range parameter F:

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

the niobium equivalent being formed according to the relation:

$$AN = 0.3 + 0.1 \text{ wt. \% V} + \text{wt. \% Nb} + 1.12 \text{ wt. \% Ta}$$

and the effective range parameter from:

$$F = 0.7 \text{ to } 1.3$$

whereupon the melt is allowed to solidify.

2. A process according to claim 1, **characterised in that** the effective range parameter is:

$$F = 0.9 \text{ to } 1.2.$$

3. A metallic material, particularly produced by the process according to the foregoing claims, with high hardness, high wear resistance and high toughness, **characterised in that** the alloy consists of the following elements, in wt. %:

0.6	to	1.7%	carbon
0.6	to	1.1%	silicon
0.2	to	0.5%	manganese
7.0	to	11.0%	chromium
2.0	to	3.2%	molybdenum
	up to	1.0%	tungsten
	up to	0.8%	nickel
0.5	to	1.5%	vanadium
0.4	to	0.65%	niobium,
0.3	to	2.6%	aluminium,

optionally other elements of group 5 of the periodic table up to a total of 4.6 wt. %, optionally elements of group 4 of the periodic table in a quantity of less than 0.24 wt. %, remainder iron and impurities introduced during manufacture, and aluminium exhibits a concentration, as a function of the carbon and the vanadium, niobium and tantalum content, according to the formula:

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

where the value AN or niobium equivalent is formed according to:

$$\text{AN} = 0.3 + 0.1 \times \text{wt. \% V} + \text{wt. \% Nb} + 1.12 \text{ wt. \% Ta}$$

and the parameter F:

$$F = 0.7 \text{ to } 1.3$$

gives the effective range.

4. A material according to claim 1, **characterised in that** the effective range parameter is:

$$F = 0.9 \text{ to } 1.2.$$

5. A material according to one of claims 3 or 4, **characterised in that** the content of elements of group 4 of the periodic table is less than 0.1 wt. %.