

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

EP 0 733 719 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:

25.09.1996 Patentblatt 1996/39

(51) Int Cl.⁶: C22C 38/22, C22C 38/24

(21) Anmeldenummer: 96890050.6

(22) Anmeldetag: 19.03.1996

(84) Benannte Vertragsstaaten:

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

(30) Priorität: 23.03.1995 AT 516/95

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

(72) Erfinder:

- Lenger, Hubert, Dipl. Ing.
8605 Kapfenberg (AT)

- Schweiger, Herbert, Ing.
8661 Wartberg (AT)

(74) Vertreter: Brauneiss, Leo, Dipl. Ing.
Patentanwälte Dipl.-Ing. Leo Brauneiss
Dipl.-Ing. Dr. Helmut Wildhack
Dipl.-Ing. Dr. Gerhard Jellinek Landstrasser
Hauptstrasse 50
1030 Wien (AT)

(54) Eisenbasislegierung zur Verwendung bei erhöhter Temperatur

(57) Die Erfindung betrifft eine Eisenbasislegierung zur Verwendung bei erhöhter Temperatur, insbesondere einen Warmarbeitsstahl, mit verbessertem Eigenschaftsniveau.

Es wird eine Legierungszusammensetzung enthaltend im wesentlichen folgende Elemente in Gew.-%

Kohlenstoff 0,30 bis 0,50

Silizium (Si) 0,40 bis 1,60

Mangan 0,30 bis 0,80

Chrom 3,20 bis 6,50

Molybdän (Mo) 0 bis 2,00

Wolfram (W) 0 bis 3,00

(Mo+W/2) 0,95 bis 2,00

Vanadin 0,25 bis 1,20

Aluminium (Al) 0,75 bis 1,60

(Al+Si) 1,20 bis 2,60

Niob 0 bis 0,20

Titan 0 bis 0,15

Nickel max 0,35

Stickstoff max 0,015

Rest Eisen und Begleitelemente vorgeschlagen.

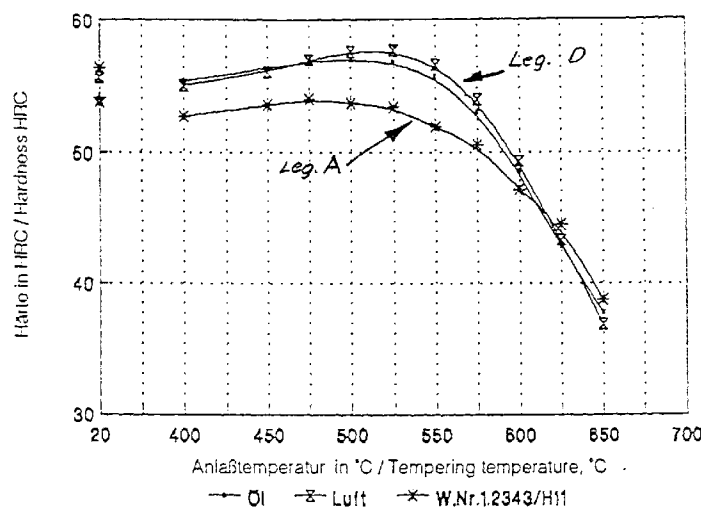


Fig. 1

EP 0 733 719 A1

Beschreibung

Die Erfindung betrifft eine Eisenbasislegierung zur Verwendung bei erhöhter Temperatur, insbesondere Warmarbeitsstahl für Werkzeuge zur spanlosen Warmformgebung von Metallen und Legierungen, zum Beispiel Eisen,- Kupfer- oder Aluminiumlegierungen enthaltend zumindest die Elemente Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Chrom, Molybdän und/oder Wolfram, Vanadin sowie herstellungsbedingte Stahlbegleiter und Verunreinigungen.

Weiters betrifft die Erfindung ein Werkzeug, insbesondere zur spanlosen Warmverformung von Metallen und Legierungen.

Eisenbasislegierungen, die bei erhöhter Temperatur verwendbar sind, insbesondere Warmarbeitsstähle, zeichnen sich dadurch aus, daß die daraus gefertigten Werkzeuge nach entsprechender thermischer Vergütung auch bei Arbeitstemperaturen von 400°C bis 500°C eine im wesentlichen gleich hohe Härte wie bei Raumtemperatur aufweisen. Die hohe Warmhärte bzw. die beim Anlassen des gehärteten Werkstoffes gebildete Sekundärhärte wird durch die Legierungselemente Chrom, Molybdän sowie Wolfram und insbesondere Vanadin und gegebenenfalls auch Niob erreicht.

Es ist bekannt, daß beim Erwärmen einer Eisenbasislegierung bzw. eines Warmarbeitsstahls diese bzw. dieser in das Gammagebiet mit kubisch flächenzentrierter Atomstruktur umwandelt. Das kubisch flächenzentrierte Atomgitter ermöglicht eine vermehrte feste Lösung von Kohlenstoff bei Bildung von Gamma-Mischkristallen, so daß durch Diffusion die in der Legierung bzw. im Stahl vorliegenden Karbide aufgelöst werden und/oder eine größere Menge von Kohlenstoff homogen verteilt in Lösung geht. Erfolgt nun eine Abkühlung des Werkstoffes und ein Rückumwandeln von dessen Atomstruktur in ein raumzentriertes bzw. Alpha- Gitter mit geringer Löslichkeit bzw. Einlagerungsmöglichkeit für Kohlenstoffatome, so bilden sich bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten wieder Metallkarbide oder es ist bei hohen Abkühlraten die verfügbare Zeitspanne für eine Atom- bzw. Kohlenstoffdiffusion nicht ausreichend für eine Karbidbildung, so daß das Gitter durch Kohlenstoffatome mit kleinem Atomvolumen verzerrt, in eine Alpha- Konfiguration diffusionslos unter Bildung von harter Martensitstruktur umklappt, wobei kubisch flächenzentrierte Restbereiche, sogenannte Restausteniteile erhalten bleiben. Ein derartig vorliegendes Material ist vielfach spröde und weist auf Grund des Restaustenitgehaltes gegebenenfalls geringe bzw. steigerbare Härte auf.

Durch ein vorzugsweise mehrmaliges Anlassen des gehärteten Werkstoffes erfolgen einerseits eine Umwandlung von weichem Restaustenit in harten Martensit, andererseits, auf Grund der erhöhten Anlaßtemperatur, eine Diffusion von Kohlenstoffatomen und dadurch eine Bildung von feinen, die Gitterversetzungen blockierenden, vielfach submikroskopischen, homogen mit hoher Dichte verteilten Karbidausscheidungen. Diese von der chemischen Zusammensetzung der Legierung abhängenden Vorgänge, die bei Temperaturen von 400°C bis ca. 500°C ablaufen, sind der Fachwelt hinreichend bekannt. Es wird dadurch bei verbesserter Materialzähigkeit eine Erhöhung der Härte bzw. ein sogenannter Sekundärhärtebuckel beim Anlassen des gehärteten Materials bewirkt. Warmarbeitsstähle, wie zum Beispiel eine Eisenbasislegierung gemäß DIN Werkstoff Nr. 1.2343 oder gemäß AISI Type H 11 sind bezüglich der Zusammensetzung, Herstellung und der erforderlichen thermischen Vergütungsparameter für höchste erreichbare Härte,- Festigkeits- und Zähigkeitswerte bei Einsatztemperaturen bis ca. 500°C dem Fachmann bekannt.

Bei hohen Beanspruchungen der Warmarbeitswerkzeuge können jedoch oftmals die durch eine thermische Vergütung einstellbaren Gebrauchseigenschaften des Materials nicht ausreichen und hohen Werkzeugverschleiß oder Bruch desselben verursachen. Auch kann eine erreichbare hohe Warmzähigkeit des Werkstoffes vielfach nicht mit hoher Sicherheit in allen Vergütungsfällen leicht eingestellt werden.

Der Erfindung liegt nun die Aufgabe zugrunde, eine Eisenbasislegierung zur Verwendung bei erhöhter Temperatur, insbesondere einen Warmarbeitsstahl für Werkzeuge zur spanlosen Warmformgebung von Metallen und Legierungen, anzugeben, welche bzw. welcher im Vergleich mit bekannten Legierungen höhere Arbeitstemperaturen zuläßt und verbesserte Materialeigenschaften aufweist.

Insbesondere sollen beim Gebrauch der daraus gebildeten Werkzeuge bei einer Temperatur von über 500°C die Arbeitshärte erhöht, die Brandrißbeständigkeit verbessert sowie die Werkstoffzähigkeit angehoben werden. Weiters ist es Ziel der Erfindung, ein Werkzeug, insbesondere für eine spanlose Warmformgebung von Metallen und Legierungen, zu schaffen, welches bei Einsatztemperaturen von über 500°C günstige mechanische Kennwerte, verbesserte Gebrauchseigenschaften sowie eine erhöhte Lebensdauer besitzt.

Diese Aufgabe wird bei einer Eisenbasislegierung der eingangs genannten Art dadurch gelöst, daß diese Gehalte im wesentlichen folgender Elemente in Gew.-%

Kohlenstoff	0,30 bis 0,50
Silizium (Si)	0,40 bis 1,60
Mangan	0,30 bis 0,80
Chrom	3,20 bis 6,50
Molybdän (Mo)	0 bis 2,00
Wolfram (W)	0 bis 3,00

(Mo+W/2)	0,95 bis 2,00
Vanadin	0,25 bis 1,20
Aluminium (Al)	0,75 bis 1,60
(Al+Si)	1,20 bis 2,60
5 Niob	0 bis 0,20
Titan	0 bis 0,15
Nickel	max 0,35
Stickstoff	max 0,015

10 Rest Eisen und Begleitelemente aufweist.

Es hat sich vollkommen überraschend gezeigt, daß offensichtlich durch die synergetische Wirkung aller Elemente, insbesondere in Verbindung mit den beiden stark ferritbildenden Elementen Silizium und Aluminium, das Eigenschaftsniveau des Warmarbeitswerkstoffes wesentlich angehoben und/oder zu höheren Einsatztemperaturen verschoben werden kann. Wichtig dabei ist, daß der Nickelgehalt und insbesondere der Stickstoffgehalt der austenitisierenden

15 Wirkung dieser Elemente

wegen einen niedrigen Grenzwert nicht überschreiten.

Die Ursachen für die Verbesserungen bzw. Erhöhungen der Anlaßbeständigkeit, der Brandrißbeständigkeit, der Arbeitshärte und Warmzähigkeit sowie der Zeitbrucheinschnürung, der Zeitbruch- und Kriechdehnung bei höheren Temperaturen der erfindungsgemäßen Legierung sind wissenschaftlich noch nicht vollkommen geklärt. Es kann jedoch angenommen werden, daß eine Gitterverzerrung und die Ausscheidungskinetik der Karbide bei einer Umwandlung der Legierung von einem kubisch flächenzentrierten in ein kubisch raumzentriertes Kristallgitter und beim Anlassen nach einem Härten vorteilhaft geändert ist.

Dem Fachmann ist bekannt, daß durch steigende Aluminiumgehalte die Löslichkeit für Kohlenstoff in Gamma-Mischkristall vermindert ist, woraus auf eine schlechtere Vergütbarkeit des Werkstoffes geschlossen werden könnte.

25 Infolge der Abschnürung des Gammagebietes mußte weiters auch befürchtet werden, daß durch Silizium und zusätzlich Aluminium im Stahl Ferritreste bei der Wärmebehandlung im Gefüge verbleiben bzw. keine vollständige Umwandlung mehr erfolgt und dadurch eine geringere erreichbare Werkstoffhärte verursacht wird. Entgegen dieser Fachmeinung wurde gefunden, daß die geänderte Ausscheidungskinetik offenbar eine feine, homogen dichte Karbidkonfiguration bewirkt und eine Ausbildung von Karbidnetzen und Komgrenzenbelegungen durch Karbide behindert, dadurch

30 höhere Zähigkeitswerte des Werkstoffes erreichen läßt sowie die Anlaßtemperatur zu höheren Werten verschiebt. Dabei ist wichtig, daß bei einem Siliziumgehalt von mindestens 0,40, vorzugsweise von 0,75 bis 1,60, Gew.-% ein Aluminiumgehalt von 0,75 bis 1,6 Gew.-% gegeben ist und die Summenkonzentration obiger Elemente im Werkstoff einen Wert innerhalb des Bereiches von 1,20 bis 2,60 Gew.-% aufweist. Summenwerte (Al + Si) unter 1,20 Gew.-% erniedrigen sprunghaft das Eigenschaftsniveau des Werkstoffes bei hohen Temperaturen und höhere Gehalte an Aluminium und Silizium über 2,6 Gew.-% führen zu Versprödungserscheinungen und niedrigen mechanischen Werten.

35 Von besonderer Bedeutung sind niedrige Nickel- und Stickstoffgehalte. Nickel über 0,35 Gew.-% verschlechtert die Vergütbarkeit des Werkstoffes wahrscheinlich durch eine Stabilisation des Restaustenites. Eine Stickstoffkonzentration von größer als 0,015 Gew.-% bewirkt eine Bildung von Aluminiumnitrid, welches an Komgrenzen angelagert ein überproportionales Absinken der Zähigkeitswerte des Materiales hervorrufen kann.

40 Eine Anhebung des durchschnittlichen Eigenschaftsniveaus von Werkzeugen kann durch ein Einengen der Konzentrationen von Si, Mo, Mo+W/2, (Al+Si) sowie Nb in der Legierung erreicht werden. Demzufolge besitzt der Werkstoff Gehalte folgender Elemente in Gew.-%:

Kohlenstoff	0,30 bis 0,50
45 Silizium (Si)	0,75 bis 1,60
Mangan	0,30 bis 0,80
Chrom	3,20 bis 6,50
Molybdän (Mo)	0 bis 1,65
Wolfram (W)	0 bis 3,00
50 (Mo+W/2)	0,95 bis 1,65
Vanadin	0,25 bis 1,20
Aluminium (Al)	0,75 bis 1,60
(Al+Si)	1,60 bis 2,60
Niob	0 bis 0,15
55 Titan	0 bis 0,15
Nickel	max 0,35
Stickstoff	max 0,015

Rest Eisen und Begleitelemente.

Besonders bevorzugt weist die Eisenbasislegierung zur Verwendung bei erhöhter Temperatur Gehalte im wesentlichen folgender Elemente in Gew.-% auf:

5	Kohlenstoff	0,35 bis 0,40
	Silizium (Si)	0,90 bis 1,20
	Mangan	0,35 bis 0,55
	Chrom	4,50 bis 5,50
	Molybdän (Mo)	0,75 bis 1,50
10	Wolfram (W)	0 bis 1,50
	(Mo+W/2)	1,20 bis 1,50
	Vanadin	0,30 bis 0,60
	Aluminium (Al)	0,80 bis 1,25
	(Al + Si)	1,85 bis 2,40
15	Niob	0,03 bis 0,1
	Titan	0 bis 0,09
	Nickel	max 0,18
	Stickstoff	max 0,009
	Sauerstoff	max 0,006

20

Bei obiger Zusammensetzung in engen Grenzen wird ein besonders hohes Eigenschaftsniveau bei einer Verwendung eines vergüteten Werkzeuges im Temperaturbereich von 450 °C bis 570 °C und darüber hinaus erreicht. Ein Niobgehalt im Bereich von 0,03 bis 0,1 Gew.-% bewirkt nicht nur eine Feinkörnigkeit des Materials mit dessen vorteilhaften Auswirkungen sondern unterstützt auch die Bildung des Sekundärhärtebuckels beim Anlassen des gehärteten Werkstoffes und dessen Verschiebung zu höheren Temperaturen. Titankonzentrationen bis 0,09 Gew.-% fördern eine Feinkörnigkeit, höhere Gehalte vermindern eine Härteannahme der Legierung. Höhere Sauerstoffgehalte als 0,006 Gew.-% wirken sich ungünstig auf die mechanischen Hochtemperatureigenschaften aus und verschlechtern insbesondere eine Polierbarkeit des Materials.

25

Weiters ist, wie sich gezeigt hat, bei der erfindungsgemäßen Ausbildung der Eisenbasislegierung zur Verwendung bei erhöhter Temperatur ein Gehalt an Schwefel im Bereich von in Gew.-% 0,05 bis 0,16 vorteilhaft für eine verbesserte mechanische Bearbeitung derselben.

30

Höchste Kerbschlagzähigkeitswerte auch bei hohen Anwendungstemperaturen der Eisenbasislegierung werden erreicht, wenn weiters, wie in günstiger Weise vorgesehen werden kann, eine geringe Phosphorkonzentration im Stahl von höchstens 0,01 Gew.-% eingestellt wird.

35

Im Zuge der Entwicklungsarbeiten hat es sich überraschend gezeigt, daß die Summenkonzentration der wichtigen ferritbildenden Elemente im Werkstoff einen entscheidenden Einfluß auf die Ausbildung der Struktur des Vergütungsgefüges und damit auf die Gebrauchseigenschaften des Teiles besitzt. Wenn nämlich, wie gemäß einer weiteren Ausführungsform der Erfindung, der Summengehalt an Cr, Mo, Si und Al der Legierung Werte zwischen 7,6 und 8,8 Gew.-% aufweist, wird ein äußerst sicheres, verfahrensmäßig weitgehend unempfindliches Umwandlungsverhalten mit einer besonders feinen Gefügeausbildung beim Härten und Anlassen des Werkstoffes erreicht.

40

Das weitere Ziel der Erfindung wird bei einem Werkzeug der eingangs genannten Art erreicht, wenn dieses eine chemische Zusammensetzung des Werkstoffes gemäß einem der Ansprüche 1 bis 4 aufweist und eine Materialhärte von mindestens 53, vorzugsweise von mindestens 54, HRC, eine Zugfestigkeit von mindestens 1195, vorzugsweise von mindestens 1200, N/mm², eine 0,2 % Dehngrenze von mindestens 1060, vorzugsweise von 1070, N/mm², eine Dehnung und Einschnürung von mindestens 18,5 bzw. 60 %, vorzugsweise von mindestens 20 bzw. 66 %, bei einer Temperatur von 500°C bis 550°C, besitzt.

45

Bei einer thermischen Vergütung der erfindungsgemäßen Legierung auf mindestens oben gekennzeichnete Werte wird ein optimales Eigenschaftsniveau des Warmarbeitswerkzeuges erreicht. Dies betrifft nicht nur die mechanischen Werte bei hoher Arbeitstemperatur sondern auch einen geringeren Warmverschleiß, erhöhte Zeitstandsfestigkeit, verminderte Brandrißempfindlichkeit und geringere Klebeneigung zum Beispiel des Schmiederohlings am Gesenk. Obwohl exakte wissenschaftliche Daten noch fehlen, dürfte der Warmarbeitsstahl durch einen vorgesehenen hohen Aluminiumgehalt im Hochtemperaturbetrieb eine Oxidschicht an den Arbeitsflächen bilden, welche im Verein mit anderen Legierungselementen eine hohe Haftung und Abriebfestigkeit besitzt und die Klebeneigung am Werkstück vermindert.

50

Als weiters vorteilhaft hat sich erwiesen, wenn die Arbeitsflächen zumindest teilweise mit erhöhter Härte ausgebildet sind. Dafür hat sich als besonders günstig eine Nitrierschicht mit hoher Härte herausgestellt, weil einerseits ein erhöhter Aluminiumgehalt des Werkstoffes eine Aufnahme von Stickstoff bzw. eine Nitrierschichtbildung fördert und eine Hartschicht auf besonders einfache Weise gebildet werden kann, andererseits die Schicht mit erhöhter Härte ein vergrößertes Volumen aufweist und dadurch im arbeitsflächennahen Bereich des Werkzeuges Druckspannungen er-

55

zeugt und eine Rißbildungsneigung wesentlich vermindert werden. Der Stickstoff der Luft bewirkt beim Werkzeug mit hoher Arbeitstemperatur auf Grund des Aluminiumgehaltes des Werkstoffes wahrscheinlich eine weitere Aufstickung der Oberfläche, so daß auch bei einem gegebenenfalls geringen Abrieb im praktischen Einsatz die Dicke der Hart-schicht weitgehend erhalten bleibt.

5 Im folgenden wird die Erfindung anhand von Beispielen vergleichend näher erläutert.

Es wurden jeweils durch Elektroschlack-Umschmelzen Blöcke mit einer Zusammensetzung gemäß Tabelle 1 gefertigt, wonach aus diesen Blöcken durch Schmieden mit 6-facher Verformung Proben hergestellt wurden. Die Proben wurden thermisch vergütet bzw. gehärtet und mehrfach angelassen und erbrachten die in den Tabellen 2.1 bis 2.6 dargestellten Ergebnisse. Dabei ist anzumerken, daß die Ergebnisse betreffend die Temperatur, die Wechselbeständigkeit, den
10 Warmverschleiß, die Zähigkeit und das Nitrierverhalten der zum Stand der Technik zählenden Legierung A und zwar der Legierung entsprechend DIN Werkstoff Nr. 1.2343 mit 100 % bezeichnet wurden und Abweichungen von diesem Wert durch kleinere oder größere Prozentzahlen relativ dazu gekennzeichnet sind. Die Warmhärte-werte erfindungs-gemäßer Eisenbasislegierungen bei Temperaturen zwischen 475°C und 575°C lagen durchwegs um mindestens 9 % höher als diejenigen der Vergleichslegierung (W.Nr. 1.2343). Bei der Legierung A (Stand der Technik) wurden bei-
15 spielsweise die maximalen Härte-werte bei 475°C erreicht, wogegen bei der erfindungsgemäßen Legierung D bis zu einer höheren Temperatur von 575°C größere Werkstoffhärten vorlagen. Die Kurve (Fig. 1) zeigt deutlich die Anhebung der Härte-werte beim Einsatz der erfindungsgemäßen Legierung.

20

25

30

35

40

45

50

55

Legierung Chem. Zus. Setz	A	B	C	D	E	F	G	H	i
C	0.39	0.42	0.33	0.39	0.38	0.39	0.39	0.40	0.37
Si	1.05	0.85	1.23	1.12	1.14	1.08	1.10	0.48	0.97
Mn	0.40	0.34	0.78	0.40	0.39	0.42	0.41	0.46	0.42
P	0.023	0.021	0.019	0.010	0.008	0.017	0.01	0.011	0.012
S	0.019	0.021	0.022	0.0011	0.018	0.07	0.016	0.005	0.017
Cr	5.15	4.36	5.80	5.10	5.20	5.15	5.00	5.15	5.25
Mo	1.25	0.70	1.2	1.30	1.32	1.28	1.31	1.23	1.87
W	—	0.90	0.88	0.26	0.13	0.16	0.22	0.15	0.33
Mo + W ₂	1.25	1.15	1.64	1.43	1.39	1.36	1.41	1.30	2.04
V	0.40	0.34	0.82	0.45	0.48	0.43	0.42	0.47	0.52
Al	0.031	0.78	1.30	1.02	1.10	1.15	1.10	1.21	1.02
Al + Si	1.081	1.63	2.53	2.14	2.24	2.23	2.20	1.69	1.99
Nb	—	—	—	—	—	—	0.062	0.08	0.18
Ti	—	—	—	—	<0.050	0.04	0.016	—	<0.005
Ni	0.53	0.30	0.29	0.17	0.17	0.17	0.12	0.27	0.21
N	0.018	0.013	0.011	0.008	0.007	0.008	0.004	0.007	0.012
O	0.008	0.0040	0.0045	0.0045	0.0041	0.0038	0.0036	0.0035	0.0055

Tabelle 1

Legierung	A	B	C	D	E	F	G	H	i
Härte HRC	54	55	54,5	57	57	56,5	57	55	55,5
Zugfestigkeit N/mm ²	1155	1254	1223	1293	1268	1228	1262	1245	1253
0,2% Grenze N/mm ²	965	1095	1068	1125	1120	1065	1114	1098	1103
Dehnung %	19	18	20	19,5	19,5	16	16	18,5	18
Einschnürung %	58	65	62	66	64	55	64	65	64
Temp. Wechsell. Basis A, %	100	120	115	125	120	120	115	110	115
Warmverschleiß Basis A, %	100	115	110	130	120	120	120	115	115
Zähigkeit Basis A, %	100	100	105	100	95	90	95	110	95
Nitrierhallen Basis A, %	100	105	110	120	115	115	115	115	110

Prüftemperatur: 475 °C

Tab. 2.1

Legierung	A	B	C	D	E	F	G	H	i
Härte HRC	53,5	55	54	57,5	57	56	56,5	56	56,5
Zugfestigkeit N/mm ²	1150	1250	1212	1305	1257	1213	1260	1263	1267
0,2% Grenze N/mm ²	970	1100	1045	1132	1107	1069	1115	1103	1105
Dehnung %	21	19	21	22	19,5	16,5	17,5	20	19,5
Einschnürung %	60	66	62	68	67	58	66	67	66
Temp. Wechsell. Basis A, %	100	120	115	130	125	120	120	115	115
Warmverschleiß Basis A, %	100	120	115	135	120	125	120	115	115
Zähigkeit Basis A, %	100	100	105	100	100	90	96	115	95
Nitrierhallen Basis A, %	100	105	110	130	120	120	120	115	110

Prüftemperatur: 500 °C

Tab. 2.2

Legierung	A	B	C	D	E	F	G	H	i°
Härte HRC	53	54	53,5	58	56,5	56	56	56,5	57
Zugfestigkeit N/mm ²	1125	1230	1205	1295	1256	1192	1228	1243	1252
0,2% Grenze N/mm ²	950	1095	1028	1108	1104	1045	1082	1098	1087
Dehnung %	21,5	21,5	21,5	22	21,0	188	19,5	21,5	20,5
Einschnürung %	63	68	64	70	67	58	66	68	66,5
Temp. Wechselb. Basis A, %	100	120	115	135	120	115	115	115	110
Warmverschleiß Basis A, %	100	120	120	140	125	125	120	115	115
Zähigkeit Basis A, %	100	95	100	100	95	90	95	115	95
Nitrierhalt Basis A, %	100	105	115	135	120	120	115	110	110

Prüftemperatur: 525 °C

Tab. 2.3

Legierung	A	B	C	D	E	F	G	H	i°
Härte HRC	52	53,5	53	57	56	55	55	55,5	56
Zugfestigkeit N/mm ²	1100	1210	1182	1263	1230	1145	1192	1208	1214
0,2% Grenze N/mm ²	923	1063	1036	1087	1084	1008	1058	1062	1065
Dehnung %	22	218	22,5	22,5	21,5	17,5	19,5	22	20,5
Einschnürung %	64	69	67	72	69	59	68	70	68
Temp. Wechselb. Basis A, %	100	120	115	140	120	115	115	115	110
Warmverschleiß Basis A, %	100	120	120	145	130	125	120	115	115
Zähigkeit Basis A, %	100	95	100	105	95	90	95	120	95
Nitrierhalt Basis A, %	100	105	115	135	125	120	115	110	110

Prüftemperatur: 550

Tab. 2.4

Legierung	A	B	C	D	E	F	G	H	i
Härte HRC	50	52	51,5	54,5	54	54	53,5	54	53,5
Zugfestigkeit N/mm ²	1045	1145	1113	1165	1142	1090	1118	1138	1124
0,2% Grenze N/mm ²	842	992	964	1045	985	933	965	992	984
Dehnung %	23	23,5	23,5	24	24	18	22	23,5	22
Einschnürung %	68	72	69	77	74	60	73	75	73
Temp. Wechsell. Basis A, %	100	115	110	125	115	110	110	110	110
Warmverschleiß Basis A, %	100	115	115	138	120	120	115	115	115
Zähigkeit Basis A, %	100	95	100	105	95	90	95	110	95
Nitrierhalt Basis A, %	100	105	115	130	120	120	115	110	110

Prüftemperatur: 575 °C

Tab. 2.5

Legierung	A	B	C	D	E	F	G	H	i
Härte HRC	46	47,5	48	49	48,5	48	47,5	47,5	48
Zugfestigkeit N/mm ²	865	980	938	1010	983	904	948	974	982
0,2% Grenze N/mm ²	645	845	813	885	860	756	818	833	819
Dehnung %	23,5	24	24	24,5	23	19	22	24	23
Einschnürung %	70	77	74,5	82	76,5	60	74	78	74
Temp. Wechsell. Basis A, %	100	110	105	123	110	105	105	105	105
Warmverschleiß Basis A, %	100	110	110	125	115	115	110	105	105
Zähigkeit Basis A, %	100	95	100	105	95	90	95	110	95
Nitrierhalt Basis A, %	100	105	115	130	120	115	110	105	105

Prüftemperatur: 600 °C

Tab. 2.6

Patentansprüche

1. Eisenbasislegierung zur Verwendung bei erhöhter Temperatur, insbesondere Warmarbeitsstahl für Werkzeuge zur spanlosen Warmformgebung von Metallen und Legierungen, zum Beispiel Eisen, Kupfer- oder Aluminiumlegierungen, enthaltend zumindest die Elemente Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Chrom, Molybdän und/oder Wolfram, Vanadin sowie herstellungsbedingte Stahlbegleiter und Verunreinigungen, gekennzeichnet durch Gehalte im wesentlichen folgender Elemente in Gew.-%:

EP 0 733 719 A1

	Kohlenstoff	0,30 bis 0,50
	Silizium (Si)	0,40 bis 1,60
	Mangan	0,30 bis 0,80
	Chrom	3,20 bis 6,50
5	Molybdän (Mo)	0 bis 2,00
	Wolfram (W)	0 bis 3,00
	(Mo +W/2)	0,95 bis 2,00
	Vanadin	0,25 bis 1,20
	Aluminium (Al)	0,75 bis 1,60
10	(Al+Si)	1,20 bis 2,60
	Niob	0 bis 0,20
	Titan	0 bis 0,15
	Nickel	max 0,35
	Stickstoff	max 0,015

15

Rest Eisen und Begleitelemente.

2. Eisenbasislegierung nach Anspruch 1, gekennzeichnet durch Gehalte folgender Elemente in Gew.-%:

20	Kohlenstoff	0,30 bis 0,50
	Silizium (Si)	0,75 bis 1,60
	Mangan	0,30 bis 0,80
	Chrom	3,20 bis 6,50
	Molybdän (Mo)	0 bis 1,65
25	Wolfram (W)	0 bis 3,00
	(Mo+W/2)	0,95 bis 1,65
	Vanadin	0,25 bis 1,20
	Aluminium(Al)	0,75 bis 1,60
	(Al+Si)	1,60 bis 2,60
30	Niob	0 bis 0,15
	Titan	0 bis 0,15
	Nickel	max 0,35
	Stickstoff	max 0,015

35

Rest Eisen und Begleitelemente.

2. Eisenbasislegierung nach Anspruch 1, gekennzeichnet durch Gehalte folgender Elemente in Gew.-%:

3. Eisenbasislegierung nach Anspruch 1 oder 2, gekennzeichnet durch Gehalte folgender Elemente in Gew.-%:

40	Kohlenstoff	0,35 bis 0,40
	Silizium (Si)	0,90 bis 1,20
	Mangan	0,35 bis 0,55
	Chrom	4,50 bis 5,50
45	Molybdän (Mo)	0,75 bis 1,50
	Wolfram (W)	0 bis 1,50
	/Mo + W/2	1,20 bis 1,50
	Vanadin	0,30 bis 0,60
	Aluminium (Al)	0,80 bis 1,25
50	(Al + Si)	1,85 bis 2,40
	Niob	0,03 bis 0,1
	Titan	0 bis 0,09
	Nickel	max 0,18
	Stickstoff	max 0,009
55	Sauerstoff	max 0,006

4. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 3, gekennzeichnet durch einen Gehalt an Schwefel in Gew.-% von 0,05 bis 0,16.

EP 0 733 719 A1

5. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4, gekennzeichnet durch einen Gehalt an Phosphor von höchstens 0,01 Gew.-%.

6. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 5, gekennzeichnet durch einen Summengehalt an Cr+Mo+Si+Al in Gew.-% von 7,6 bis 8,8.

7. Werkzeug, insbesondere für eine spanlose Warmformgebung von Metallen und Legierungen, zum Beispiel Eisen-, Kupfer- oder Aluminiumlegierungen, gekennzeichnet durch eine chemische Zusammensetzung des Werkstoffes gemäß einem der Ansprüche 1 bis 6 und eine Materialhärte von mindestens 53, vorzugsweise von mindestens 54, HRC, eine Zugfestigkeit von mindestens 1195, vorzugsweise von mindestens 1200 N/mm², eine 0,2% Dehngrenze von mindestens 1060, vorzugsweise von 1070, N/mm², eine Dehnung und Einschnürung von mindestens 18,5 bzw. 60 %, vorzugsweise von mindestens 20 bzw. 66 %, bei einer Temperatur von 500 °C bis 550 °C.

8. Werkzeug nach Anspruch 7, gekennzeichnet durch Arbeitsflächen mit zumindest teilweise erhöhter Härte.

9. Werkzeug nach Anspruch 7 oder 8, gekennzeichnet durch Arbeitsflächen, die zumindest teilweise eine Nitrierschicht mit hoher Härte aufweisen.

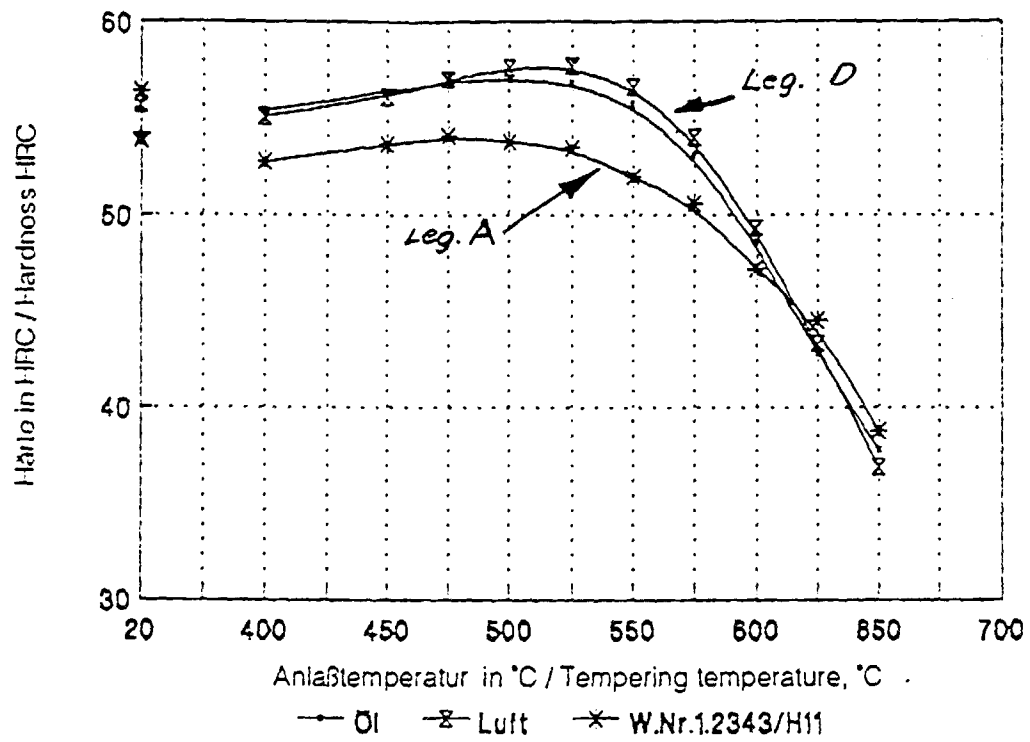


Fig. 1



Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 96 89 0050

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.6)
X	US-A-4 729 872 (KISHIDA TAMIYA ET AL) 8.März 1988 *Tabelle 1 und Spalte 6, Zeile 17-23* ---	1,7	C22C38/22 C22C38/24
X	DATABASE WPI Week 7830 Derwent Publications Ltd., London, GB; AN 78-54635A XP002007871 & JP-A-53 070 940 (HITACHI METAL KK) , 23.Juni 1978 *Tabelle 1 in der Offenlegungsschrift* * Zusammenfassung *	1,7	
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 012, no. 398 (C-538), 21.Oktober 1988 & JP-A-63 140066 (HITACHI METALS LTD), 11.Juni 1988, *Tabelle 1 in der Offenlegungsschrift* * Zusammenfassung *	1	
A	JP-A-58 113 352 (DAIDO TOKUSHUKO KK) 6.Juli 1983 ---	1-9	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int.Cl.6) C22C
A	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 005, no. 016 (C-041), 30.Januar 1981 & JP-A-55 145155 (DAIDO STEEL CO LTD;OTHERS: 01), 12.November 1980, * Zusammenfassung *	1-9	
A	EP-A-0 425 471 (BOEHLER GMBH) 2.Mai 1991 -----	1-9	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort MÜNCHEN		Abschlußdatum der Recherche 9.Juli 1996	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 : nichtschriftliche 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 andern Gründen angeführtes Dokument ----- & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)