



Republik
Österreich
Patentamt

(11) Nummer: **AT 392 805 B**

(12)

PATENTCHRIFT

(21) Anmeldenummer: 326/88

(51) Int.Cl.⁵ : **C22C 38/26**
C22C 38/30, //B23C 5/00

(22) Anmeldetag: 15. 2.1988

(42) Beginn der Patentedauer: 15.11.1990

(45) Ausgabetag: 25. 6.1991

(56) Entgegenhaltungen:

CH-PS 585799 JP 58113,356
CHEMICAL ABSTRACTS 99:16237W
RO-PS 67473 CHEMICAL ABSTRACTS 98: 219 989M

(73) Patentinhaber:

BÖHLER GESELLSCHAFT M.B.H.
A-1010 WIEN (AT).

(72) Erfinder:

KARAGÖZ SADI DR.
ISTANBUL (TR).
HRIBERNIK BRUNO DIPL.ING.
BRUCK/MUR, STEIERMARK (AT).
STAMBERGER JOHANN DIPL.ING.
KAPFENBERG, STEIERMARK (AT).
FISCHMEISTER HELLMUT DR.
STUTTGART (DE).

(54) SCHNELLSTAHLLEGIERUNG, VERFAHREN ZU IHRER HERSTELLUNG UND VERWENDUNG DERSELBEN

(57) Die Erfindung betrifft eine Schnellstahllegierung, die einen Niobgehalt von 2,8 Gew.-% bis 14 Gew.-% und einen Vanadinegehalt von 0,6 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%, aufweist, wobei die untere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel (I) gegeben ist, wobei mit % X die Gewichtsprocente allenfalls vorhandener Elemente der 4. und/oder 5. Gruppe des Periodensystems bezeichnet sind. Das Verfahren zur Herstellung von Werkstücken aus der Legierung ist dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung vor dem Guß mindestens 30 s in einem Temperaturbereich über der errechneten Liquidustemperatur gehalten wird, dessen Mindestwert durch die Formel (II) gegeben ist und daß die Schmelze mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit von mindestens 0,5 ° K/s abgekühlt wird.

$$C_{\min} = 0,4 + \left[\frac{(Gew.-% W + 2 \times Gew.-% Mo) \times 0,01}{(Gew.-% V - 1,3) \times 0,24} + (Gew.-% Nb \times 0,15) + (Gew.-% X \times 0,1) \right]$$

$$T_{\min} = T_{\text{Liq}} + 60 + (\% Nb \times 25)$$

AT 392 805 B

Die Erfindung betrifft eine Schnellstahllegierung zur Herstellung von Verschleißteilen, insbesondere spanabhebenden oder formgebenden Werkzeugen oder Werkzeugteilen, insbesondere durch einen Gießvorgang, gegebenenfalls mit nachfolgender Verformung, enthaltend Kohlenstoff, Chrom, Wolfram und/oder Molybdän, Vanadin, Niob, gegebenenfalls enthaltend zumindest ein weiteres Element aus der Gruppe der Metalle der 4. und 5. Gruppe des Periodensystems, z. B. Ti, Ta, Zr, Hf, sowie Silizium und Kobalt, sowie Eisen, übliche Stahlbegleiter und herstellungsbedingte Verunreinigungen als Rest.

Schnellstähle erstarren bei praktikabler Abkühlgeschwindigkeit weitgehend dendritisch. Dies bedeutet, daß von der Kristallisationsfront Dendriten aus Ferrit in die Schmelze wachsen, wobei die Restschmelze unmittelbar vor oder zwischen den Dendriten mit Kohlenstoff und karbidbildenden Elementen angereichert wird. Im Zuge der weiteren Erstarrung entstehen in der Restschmelze (interdendritische Bereiche) Karbide, die sogenannten Primärkarbide, die grob sein können und aufgrund der Erstarrung netzförmig angeordnet sind. Diese Anordnung bewirkt schlechte mechanische Eigenschaften des Materials, insbesondere geringe Biegefestigkeit.

Die Herstellung und der Einsatz gegossener Schnellarbeitswerkzeuge ist aus "Industrieblatt" Stuttgart, 64. Jahrgang 1964, Heft 1, Seite 8-12 (Einfluß der Gefügeausbildung auf die Zähigkeit gegossener Schnellarbeitsstahlwerkzeuge) bekannt. Jedoch muß zur Verbesserung der Zähigkeit des Materials eine Diffusionsglühung (zur Minderung des schädlichen Einflusses des Karbidnetzwerkes) angewandt werden.

Bei Schnellstahl wirken prinzipiell die Primärkarbide verbessernd auf die Verschleiß Eigenschaften, wobei die Warmfestigkeit durch Sekundärkarbide (feinst verteilt in der Matrix ausgeschieden) bewirkt wird. Dazu muß der Stahl wärmebehandelt bzw. auf hohe Temperatur erhitzt (Karbide von schwach und mittelstark karbidbildenden Elementen lösen sich im Austenit auf) und rasch abgekühlt werden (Kohlenstoff in fester Lösung). Beim anschließenden Anlassen des Schnellstahles scheiden sich aus der festen Lösung in der Matrix feinst verteilt Karbide aus, die die Härte des Werkstoffes erhöhen (Sekundärhärte).

Aus der CH-PS 585 799 ist ein schwefel- und bleilegiertes Superschnellstahl auf Molybdänbasis mit hoher Zerspanungsleistung und verbesserter Schärffbarkeit bekannt, der bei einem Grundgehalt von 1,05 - 1,50 Gew.-% C Gehalte von 6,05 - 6,95 Gew.-% Mo, 2,16 - 4,50 Gew.-% V, 0,10 - 4,00 Gew.-% Nb und 0,11 - 0,25 Gew.-% N₂ aufweist. Neben der NbC-Bildung soll das mit dem legierten Stickstoff (N) gebildete NbCN infolge seiner substitutionellen Auflösung von verfestigender und die Dislokation festhaltender, d. h. die Härte erhöhender Wirkung sein. Die Erstarrungsstruktur kann dabei grobe, insbesondere interdendritische, Primärkarbide aufweisen, wodurch insbesondere die mechanischen Eigenschaften und das Härte- und Verzugverhalten bei einer Vergütung nachteilig beeinflusst werden.

In der JP 58113,356 ist ein Schnellstahl angegeben, bei welchem der Gehalt an $\frac{V}{Nb}$ (Nb + V) 2,6 - 9,0 Gew.-% und der Quotient $\left(\frac{Nb}{V}\right)$ kleiner als 0,7 sind, um eine Bildung von Karbiden vom Typ M₆C bei einer Austenitisierungstemperatur von größer/gleich 1180 °C zu vermeiden. Die dendritische Erstarrung wird durch obige Maßnahmen jedoch nicht geändert.

Aus der RO-PS 67 473 ist ein Superrapid-Schnellstahl bekannt, der eine Zusammensetzung von maximal 3,85 Gew.-% C, 1,1 - 1,3 Gew.-% V, mindestens 0,3 Gew.-% Mo, mindestens 1,5 Gew.-% W, maximal 12 Gew.-% Nb und maximal 1,0 Gew.-% B aufweist, um die spanabhebende Wirkung zu verbessern. Die Erstarrungskinetik bleibt jedoch dadurch weitgehend unbeeinflusst.

Ziel der Erfindung ist es, eine gleichmäßige Verteilung feiner Primärkarbide im Gußzustand der Legierung zu erreichen (kein Netzwerk von Primärkarbiden) und gleichzeitig in der Matrix eine ausreichende Konzentration von Kohlenstoff und karbidbildenden Elementen zur Erlangung der Sekundärhärte einzustellen. Dieses Ziel wird bei einer Schnellstahllegierung der eingangs genannten Art dadurch erreicht, daß der Stahl einen Niobgehalt von 2,8 Gew.-% bis 14 Gew.-%, vorzugsweise 3 Gew.-% bis 9 Gew.-%, und einen Vanadinegehalt von 0,6 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%, vorzugsweise 1,0 Gew.-% bis 2,6 Gew.-%, aufweist und daß die untere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,4 + (\text{Gew.}\% \text{ W} + 2 \times \text{Gew.}\% \text{ Mo}) \times 0,01 \\ + (\text{Gew.}\% \text{ V} - 1,3) \times 0,24 + (\text{Gew.}\% \text{ Nb} \times 0,15) \\ + (\text{Gew.}\% \text{ X} \times 0,1)$$

und die obere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel

$$C_{\max} = 0,6 + [(\text{Gew.}\% \text{ W} + 2 \times \text{Gew.}\% \text{ Mo}) \times 0,015] \\ + [(\text{Gew.}\% \text{ V} - 1,0) \times 0,27] + (\text{Gew.}\% \text{ Nb} \times 0,18) \\ + (\text{Gew.}\% \text{ X} \times 1,2)$$

gegeben ist, wobei mit % X die Gewichtsprozente aller allenfalls vorhandenen weiteren Elemente der 4. und/oder 5. Gruppe bezeichnet sind.

Die Erstarrung des Stahles dieser Zusammensetzung erfolgt nicht dendritisch, sondern globulitisch, womit nach der Wärmebehandlung ein verschleißfestes hartes Gefüge mit verbesserten Zähigkeitseigenschaften erreicht wird.

Ein Verfahren zur Herstellung von Werkzeugen oder Werkzeugteilen mit einer Stahllegierung enthaltend Kohlenstoff, Chrom, Wolfram und/oder Molybdän, Vanadin, Niob, gegebenenfalls enthaltend zumindest ein weiteres Element aus der Gruppe der Metalle der 4. und 5. Gruppe des Periodensystems, z. B. Ti, Ta, Zr, Hf, sowie Silizium und Kobalt, sowie Eisen, übliche Stahlbegleiter und herstellungsbedingte Verunreinigungen als Rest, ist dadurch gekennzeichnet, daß eine Stahllegierung mit einem Niobgehalt von 2,8 Gew.-% bis 14 Gew.-%, vorzugsweise 3 Gew.-% bis 9 Gew.-%, und einem Vanadiningehalt von 0,6 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%, vorzugsweise 1,0 Gew.-% bis 2,6 Gew.-%, erschmolzen wird, wobei die untere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,4 + [(Gew.-% W + 2 \times Gew.-% Mo) \times 0,01] \\ + [(Gew.-% V - 1,3) \times 0,24] + (Gew.-% Nb \times 0,15) \\ + (Gew.-% X \times 0,1)$$

und die obere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel

$$C_{\max} = 0,6 + [(Gew.-% W + 2 \times Gew.-% Mo) \times 0,015] \\ + [(Gew.-% V - 1,0) \times 0,27] + (Gew.-% Nb \times 0,18) \\ + (Gew.-% X \times 1,2)$$

gegeben ist, wobei mit % X die Gewichtsprozente der allenfalls vorhandenen weiteren Elemente der 4. und/oder 5. Gruppe bezeichnet sind, daß die Legierung vor dem Guß mindestens 30 s, vorzugsweise mindestens 100 s, lang in einem über der errechneten Liquidustemperatur liegenden Temperaturbereich gehalten wird, dessen Mindestwert durch die Formel

$$T_{\min} = T_{\text{Liq}} + 60 + (\% Nb \times 25),$$

vorzugsweise durch die Formel

$$T_{\min} = T_{\text{Liq}} + 100 + (\% Nb \times 30),$$

gegeben ist, und daß die Schmelze bis zur vollkommenen Erstarrung mit einer Abkühlungsrate von mindestens 0,5 °K/s, vorzugsweise mindestens 1 °K/s, abgekühlt wird.

Niob ist ein starker Karbidbildner und bei Niobkonzentrationen von über ca. 3 Gew.-% und entsprechendem Kohlenstoffgehalt werden beim Abkühlen der Schmelze zuerst feste Niobkarbide gebildet. Diese Niobkarbide wirken als Keime für die Ferritkristallisation im Zuge der weiteren Erstarrung. Bei der Bildung der Niobkarbide verarmt in deren Umgebung die Schmelze an Kohlenstoff, wodurch die Liquidustemperatur der Legierung erhöht wird, was die Ferritbildung unterstützt. Bei obigem Erstarrungsverlauf entsteht somit eine weitgehend globulitische Struktur mit Primärkarbiden.

Um eine Sekundärhärtung des Schnellstahles zu erreichen, ist ein entsprechender Vanadiningehalt und Kohlenstoffgehalt erforderlich bzw. vorteilhaft. Für eine hohe Sekundärhärtung wird ca. 1,1 % Vanadin benötigt, wobei eine höhere Konzentration in der Schmelze bevorzugt ist, weil einerseits Vanadin in die Niobkarbide eingebaut wird, andererseits Vanadin auch selbst Primärkarbide bildet. Eine Sekundärhärtung kann auch durch Karbide der Elemente W, Mo, Ti, Ta, Zr und Hf erreicht werden. Ist Vanadin in geringerer Menge als 1,3 Gew.-% bzw. 1,0 Gew.-% vorhanden, wird der entsprechende Term der Formel negativ. Vorteilhafterweise beträgt der Vanadiningehalt somit mehr als 1,0 bzw. 1,3 Gew.-%.

Bei der Erstarrung der Schmelze entstehen Karbide folgender Konfigurationen: MC, M₂C, M₆C.

M₆C ist gröber ausgebildet, das etwas feinere M₂C zerfällt im Zuge der weiteren Wärmebehandlung in MC und M₆C, wodurch eine zusätzliche, vorteilhafte Karbidstruktur erreicht wird. Aluminium und Kalziumgehalte im Stahl fördern die Bildung von M₂C.

Vorteilhaft ist es, wenn der Stahl mit Aluminium und/oder Kalzium desoxidiert und/oder legiert ist, bzw. wenn der Stahl einen Aluminiumgehalt von 0,015 Gew.-% bis 2,5 Gew.-%, vorzugsweise 0,3 Gew.-% bis

1,0 Gew.-% und/oder einen Kalziumgehalt von 0,00001 Gew.-% bis 0,0002 Gew.-%, insbesondere von 0,00003 Gew.-% bis 0,00015 Gew.-%, aufweist.

Vor der Herstellung des Gußstückes wird eine entsprechende Überhitzung der Schmelze über die theoretisch errechnete Liquidustemperatur der Legierung durchgeführt, um das Niob in gelöster Form in der Schmelze vorliegen zu haben. Die Liquidustemperaturen können gemäß "Die Edeltahlerzeugung" Leitner-Plöckinger, 1965, Springer Verlag, S. 748 - 750, und "Constitution of Binary Alloys" Hansen, 1958 McGraw Hill Book Company Inc., S. 675 - 677, berechnet werden.

Die Abkühlung der homogenen Schmelze bis zur vollkommenen Erstarrung derselben muß mit einer bestimmten Abkühlungsgeschwindigkeit erfolgen, weil sonst grobe primäre Niobkarbide entstehen. Bei dieser Abkühlungsgeschwindigkeit entstehen aufgrund der Unterkühlung der Schmelze feine Niobkarbide, die wie vorher erwähnt, als Keime für die Ferritkristallisation wirken und die vorteilhafte globulitische Erstarrungsstruktur bewirken. Gegen die Anwendung einer Überhitzung bzw. einer beträchtlich über der Liquidustemperatur der Legierung liegenden Gießtemperatur bestanden Vorurteile seitens der Fachwelt, weil Überhitzungen der Schmelze üblicherweise eine wesentliche Vergröberung der Gußstruktur bewirken, welche entscheidende Nachteile im Bezug auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes hat. Im vorliegenden Fall ist der Wert der angegebenen Mindestgeschwindigkeit als Wert für die Abkühlung über den gesamten Überhitzungs- und Liquidusbereich zu verstehen, unabhängig davon, daß in einzelnen Temperaturbereichen unterschiedlich geneigte Abkühlungskurven der Stahlliegierung vorliegen bzw. unterschiedliche Überhitzungs- bzw. Erstarrungswärmemengen abzubauen sind.

Es ist mit der erfindungsgemäßen Schnellstahlliegierung besonders gut möglich, Werkstücke durch Gießen ohne nachfolgende Umformung bzw. mechanische Verformung herzustellen. Die wärmebehandelten Gußstücke können nach einer allenfalls notwendigen spanabhebenden Endbearbeitung, z. B. Schleifen, eingesetzt werden. In bestimmten Fällen hat sich jedoch auch eine dem Gießen folgende mechanische Umformung als vorteilhaft erwiesen. Vorteilhaft ist es, daß bei der erfindungsgemäßen Vorgangsweise der dem Gießen üblicherweise folgende Diffusionsglühvorgang nicht mehr notwendig ist. Die erfindungsgemäß hergestellten Werkzeuge besitzen zumindest die gleichen Eigenschaften wie geschmiedete Werkzeuge.

Im folgenden wird die Erfindung anhand von Beispielen näher erläutert:

Beispiel 1:

Erzeugung einer Wendeschneidplatte (rund) nach ISO-Code 86/RPFT 1204MO.

Im Hochfrequenzofen wurde eine Schmelze mit einer Zusammensetzung (Gew.-%) von C = 1,26, Cr = 2,65, Mo = 2,54, V = 1,10, W = 1,45, Nb = 3,9, Eisen, Stahlbegleiter und Verunreinigungen als Rest, die eine Liquidustemperatur von ~ 1390 °C besitzt, auf eine Gießtemperatur von 1650 °C erwärmt, d. h. um 260 °C überhitzt. Die überhitzte Schmelze wurde im Feingußverfahren in eine Form abgegossen, die nach dem Wachsaußschmelzverfahren gefertigt war (Abkühlungsrate 1,8 °K/s). Das Härten des Rohlings bestand aus einem Abkühlen von einer Temperatur von ~ 1270 °C in Öl und einem 2-maligen Anlassen bei Temperaturen von 570 °C und 575 °C auf 65 ± 1 HRC. Anschließend erfolgte ein Schleifen auf Fertigmaß und ein Oberflächenbeschichten mit TiN im PVD-Verfahren.

Die Schneidplatte wurde zum Plan- und Kopierfräsen eingesetzt. Die erzielte Leistung lag 12,5 % höher als bei verformten Werkzeugen (Wendeschneidplatten) der Legierung S 6-5-2.

Beispiel 2:

Erzeugung einer Wendeschneidplatte nach ISO-Code 86/MPFT 1104 PPR.

Im Hochfrequenzofen wurde eine Schmelze mit einer Zusammensetzung (Gew.-%) von C = 1,31, Cr = 2,73, Mo = 2,68, V = 1,18, W = 1,26, Nb = 4,02, Co = 5,06, Eisen, übliche Stahlbegleiter und Verunreinigungen als Rest, auf eine Gießtemperatur von 1645 °C erhitzt. Die überhitzte Legierung wurde in eine Metallform (wassergekühlte Cu-Kokille) abgegossen (Abkühlungsrate 0,7 °K/s). Das Härten und Anlassen erfolgte wie in Beispiel 1. Es lag auch eine vergleichbare Erhöhung der Schneidleistung vor.

Beispiel 3:

Erzeugung eines Nutenfräasers insbesondere für die Holz- bzw. Spanplattenbearbeitung.

Die Schmelze wurde mit Ca bzw. Si desoxidiert und hatte eine Zusammensetzung (Gew.-%) von C = 1,82, Cr = 4,62, Mo = 2,98, V = 1,92, W = 2,26, Nb = 5,68, Al = 0,24, Rest Eisen, übliche Stahlbegleiter und Verunreinigungen. Die Gießtemperatur betrug 1600 °C. Es lag somit eine Überhitzung von 260 °C vor. Im Feinguß wurde die überhitzte Schmelze in eine nach dem Wachsaußschmelzverfahren erstellte Form abgegeben (Abkühlungsrate 1,2 °K/s). Zur Härtung des Rohlings wurde dieser von einer Temperatur von 1290 °C abgekühlt und 2-mal in Öl bei Temperaturen von 575 °C und 585 °C angelassen. Abschließend erfolgte ein Schleifen auf Fertigmaß. Im Einsatz in der Tischlerei bei der Spanplattenbearbeitung war die Haltbarkeit der Werkzeuge eineinhalb mal größer als die von Vergleichswerkzeugen, wobei die Gestehungskosten der Werkzeuge wesentlich niedriger lagen.

PATENTANSPRÜCHE

5

1. Schnellstahllegierung zur Herstellung von Verschleißteilen, insbesondere spanabhebenden oder formgebenden Werkzeugen oder Werkzeugteilen, insbesondere durch einen Gießvorgang, gegebenenfalls mit nachfolgender Verformung, enthaltend Kohlenstoff, Chrom, Wolfram und/oder Molybdän, Vanadin, Niob, gegebenenfalls enthaltend zumindest ein weiteres Element aus der Gruppe der Metalle der 4. und 5. Gruppe des Periodensystems, z. B. Ti, Ta, Zr, Hf, sowie Silizium und Kobalt, sowie Eisen, übliche Stahlbegleiter und herstellungsbedingte Verunreinigungen als Rest, **dadurch gekennzeichnet**, daß der Stahl einen Niobgehalt von 2,8 Gew.-% bis 14 Gew.-%, vorzugsweise von 3 Gew.-% bis 9 Gew.-%, und einen Vanadingehalt von 0,6 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%, vorzugsweise 1,0 Gew.-% bis 2,6 Gew.-%, aufweist und daß die untere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,4 + [(Gew.-% W + 2 \times Gew.-% Mo) \times 0,01] \\ + [(Gew.-% V - 1,3) \times 0,24] + (Gew.-% Nb \times 0,15) \\ + (Gew.-% X \times 0,1)$$

- und die obere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel

$$C_{\max} = 0,6 + [(Gew.-% W + 2 \times Gew.-% Mo) \times 0,015] \\ + [(Gew.-% V - 1,0) \times 0,27] + (Gew.-% Nb \times 0,18) \\ + (Gew.-% X \times 1,2)$$

gegeben ist, wobei mit % X die Gewichtsprozent der allenfalls vorhandenen Elemente der 4. und/oder 5. Gruppe bezeichnet sind.

35

2. Schnellstahllegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß der Stahl mit Aluminium und/oder Kalzium desoxidiert und/oder legiert ist.

3. Schnellstahllegierung nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, daß der Stahl einen Aluminiumgehalt von 0,015 Gew.-% bis 2,5 Gew.-%, vorzugsweise 0,3 Gew.-% bis 1,0 Gew.-% und/oder einen Kalziumgehalt von 0,00001 Gew.-% bis 0,0002 Gew.-%, insbesondere von 0,00003 Gew.-% bis 0,00015 Gew.-%, aufweist.

4. Verfahren zur Herstellung von Verschleißteilen, insbesondere Werkzeugen oder Werkzeugteilen mit einer Stahllegierung, enthaltend Kohlenstoff, Chrom, Wolfram und/oder Molybdän, Vanadin, Niob, gegebenenfalls enthaltend zumindest ein weiteres Element aus der Gruppe der Metalle der 4. und 5. Gruppe des Periodensystems, z. B. Ti, Ta, Zr, Hf, sowie Silizium und Kobalt, sowie Eisen, übliche Stahlbegleiter und herstellungsbedingte Verunreinigungen als Rest, **dadurch gekennzeichnet**, daß eine Stahllegierung mit einem Niobgehalt von 2,8 Gew.-% bis 14 Gew.-%, vorzugsweise 3 Gew.-% bis 9 Gew.-%, und einem Vanadingehalt von 0,6 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%, vorzugsweise 1,0 Gew.-% bis 2,6 Gew.-%, erschmolzen wird, wobei die untere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,4 + [(Gew.-% W + 2 \times Gew.-% Mo) \times 0,01] \\ + [(Gew.-% V - 1,3) \times 0,24] + (Gew.-% Nb \times 0,15) \\ + (Gew.-% X \times 0,1)$$

- und die obere Grenze des Kohlenstoffgehaltes durch die Formel

60

$$C_{\max} = 0,6 + [(Gew.\% W + 2 \times Gew.\% Mo) \times 0,015] \\ + [(Gew.\% V - 1,0) \times 0,27] + (Gew.\% Nb \times 0,18) \\ + (Gew.\% X \times 1,2)$$

5

gegeben ist, wobei mit % X die Gewichtsprozent der allenfalls vorhandenen Elemente der 4. und/oder 5. Gruppe bezeichnet sind, daß die erschmolzene Legierung vor dem Guß mindestens 30 s, vorzugsweise mindestens 100 s, lang in einem über der errechneten Liquidustemperatur liegenden Temperaturbereich gehalten wird, dessen Mindestwert durch die Formel

10

$$T_{\min} = T_{\text{Liq}} + 60 + (\% Nb \times 25),$$

15

vorzugsweise durch die Formel

$$T_{\min} = T_{\text{Liq}} + 100 + (\% Nb \times 30),$$

20

gegeben ist, und daß die Schmelze bis zur vollkommenen Erstarrung mit einer Abkühlungsrate von mindestens 0,5 °K/s, vorzugsweise mindestens 1 °K/s, abgekühlt wird.

25 5. Verwendung einer Schnellstahllegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 3 zur Herstellung gegossener Verschleißteile, insbesondere von Werkzeugen und Werkzeugteilen, insbesondere für die spanabhebende Werkstückbearbeitung und Werkstückumformung.

30