

12

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

21 Anmeldenummer: **88890293.9**

51 Int. Cl.4: **C 22 C 33/02**

22 Anmeldetag: **22.11.88**

30 Priorität: **23.12.87 AT 3401/87**

43 Veröffentlichungstag der Anmeldung:
28.06.89 Patentblatt 89/26

84 Benannte Vertragsstaaten:
BE CH DE FR GB IT LI LU NL SE

71 Anmelder: **BÖHLER Gesellschaft m.b.H.**
Elisabethstrasse 12
A-1010 Wien (AT)

72 Erfinder: **Hribernik, Bruno, Dipl.-Ing.**
Gloriettsiedlung 11
A-8605 Bruck a.d.Mur (AT)

Stamberger, Johann, Dipl.-Ing.
Rainweg 124 Süd
A-8605 Kapfenberg (AT)

Püber, Josef, Dipl.-Ing.
Penk 71
A-2632 Wimpassing (AT)

Jäger, Heimo, Dr.
Kreckerstrasse 7
A-8600 Bruck a.d. Mur (AT)

Karagöz, Sadi, Dr.
Yildiz Universitesi
Yildiz-Istanbul (TR)

Jeglitsch, Franz, Dr.
Montanuniversität Leoben
A-8700 Leoben (AT)

Fischmeister, Hellmut, Dr.
Seestrasse 92
D-7000 Stuttgart 1 (DE)

Matzer, Franz, Dipl.-Ing.
Montanuniversität
A-8700 Leoben (AT)

Löcker, Claus-Dieter, Dipl.-Ing.
Montanuniversität Leoben
A-8700 Leoben (AT)

Kudielka, Elfiede, Dipl.-Ing.
Montanuniversität
A-8700 Leoben (AT)

54 **Pulvermetallurgisch hergestellter Schnellarbeitsstahl, daraus hergestellter Verschleißteil und Verfahren zu seiner Herstellung.**

57 Die Erfindung betrifft pulvermetallurgisch hergestellte Schnellarbeitsstähle bzw. daraus hergestellte Verschleißteile bzw. ein Verfahren zu deren Herstellung. Erfindungsgemäß ist vorgesehen, daß der Verschleißteil einen Nb-gehalt von 2 bis 15 Gew.-% und einen Vanadiumgehalt von 1 bis 4 Gew.-% aufweist, daß der Verschleißteil 10 bis 30 Vol.-% Metallkarbide enthält und daß die untere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,45 + (\% \text{ Nb} \times 0,1) + (\% \text{ V} \cdot 0,20)$$

und die obere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\max} = 1,0 + (\% \text{ Nb} \times 0,15) + (\% \text{ V} \times 0,24)$$

gegeben ist. Bei der Herstellung des Stahls wird die Schmelze der Legierungsbestandteile im überhitzten Zustand verdüst.

Beschreibung

Pulvermetallurgisch hergestellter Schnellarbeitsstahl, daraus hergestellter Verschleißteil und Verfahren zu seiner Herstellung

Die Erfindung betrifft einen pulvermetallurgisch hergestellten Schnellarbeitsstahl für Verschleißteile, insbesondere Werkzeuge, enthaltend C, Cr, V, W und/oder Mo, gegebenenfalls enthaltend Co und/oder Mn und/oder Si und/oder Al und enthaltend Eisenbegleiter, z.B. P, S, O sowie Eisen und Verunreinigungen als Rest.

Derartige Schnellarbeitsstähle werden u.a. zur Herstellung von Werkzeugen für die spanende Bearbeitung von Werkstücken, z.B. Fräser, Bohrer, Reibahnen, aber auch für Werkzeuge für die spanlose Formgebung wie z.B. Ziehdüsen, Fließpreßstempel usw. eingesetzt.

Bei der schmelzmetallurgischen Herstellung von mit Niob legierten Schnellarbeitsstählen treten sehr große Niobkarbide vom Typ MC auf, die über 100µm Korngröße aufweisen können und die Zähigkeit und Schneidhaltigkeit von aus diesen Schnellarbeitsstählen gefertigten Verschleißteilen beeinträchtigen. Da Niob ferner nur eine sehr geringe Löslichkeit in der Legierungsgrundmasse besitzt, besitzen nur mit Niob legierte Schnellarbeitsstähle in der Regel kein ausgeprägtes Sekundärhärteverhalten.

Das Legierungselement Vanadium bildet ebenfalls Karbide vom Typ MC, welche jedoch eine geringere thermische Stabilität als Niobkarbide besitzen. Aus diesem Grund kommt es bei der Verwendung von hohen Härte- bzw. Austenitisierungstemperaturen, wie sie insbesondere bei der Herstellung von Zerspanungswerkzeugen notwendig sind, um die erforderlichen Gebrauchseigenschaften, nämlich Härte, zu erreichen, zu einer Vergrößerung des Austenitkorns und der ausgeschiedenen Karbide mit einer Verminderung der Zähigkeit.

Es ist versucht worden, Schnellarbeitsstähle mit Niob zu legieren, wobei höhere Niob-Gehalte, insbesondere solche über 1,5%, zur Bildung grober Niobkarbide führten, wodurch die Zähigkeitseigenschaften der Werkzeuge nachteilig beeinflusst wurden und es zum Ausbrechen von Schneidkantenteilen bei der praktischen Verwendung kam. Aus der JP-PA 144456/1983 ist ein pulvermetallurgisches Verfahren zur Herstellung von Schnellarbeitsstahl bekannt geworden, wobei eine Nb-Konzentration im Stahl auf 0,1 bis 1,5 Gew.-% beschränkt ist und hohe Wolfram- und/oder Molybdängehalte verbesserte Härtewerte nach der Wärmebehandlung erbringen sollen.

Ziel der Erfindung ist es, Schnellarbeitsstähle zu erstellen, die neben ausreichender hoher Verschleißbeständigkeit und Härte auch eine große thermische Stabilität besitzen. Ferner sollen die Stähle eine gleichmäßig feine Karbidverteilung aufweisen, um entsprechende Zähigkeitseigenschaften vor allem an feinen Schneidkanten zu erhalten. Ferner sollen Härtewerte bis 70 HRC erreichbar sein.

Dieses Ziel wird bei einem pulvermetallurgisch hergestellten Schnellarbeitsstahl der eingangs genannten Art dadurch erreicht, daß der Stahl einen

5 Nb-Gehalt von 2 Gew.-% bis 15 Gew.-%, vorzugsweise von 3 Gew.-% bis 10 Gew.-%, insbesondere von mehr als 4 Gew.-% bis 10 Gew.-%, und einen Vanadiumgehalt von 1 bis 4 Gew.-%, vorzugsweise 1,5 bis 2,5 Gew.-%, aufweist, daß der Stahl 10 bis 30 Vol.-% vorzugsweise 10 bis 22 Vol.-%, Metallkarbide enthält und daß die untere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,45 + (\% \text{ Nb} \times 0,1) + (\% \text{ V} \times 0,20)$$

und die obere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

15 $C_{\max} = 1,0 + (\% \text{ Nb} \times 0,15) + (\% \text{ V} \times 0,24)$ gegeben ist.

Ein Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung von Verschleißteilen, insbesondere Werkzeugen, aus Schnellarbeitsstählen enthaltend C, Cr, V, W und/oder Mo, gegebenenfalls enthaltend Co und/oder Mn und/oder Si und/oder Al, und enthaltend Eisenbegleiter, z.B. P, S, O sowie Eisen und Verunreinigungen als Rest, wobei die Legierungsbestandteile geschmolzen und die Schmelze zu Pulver verdüst, insbesondere gasverdüst, wird, worauf das Pulver im Zuge einer Konsolidierung unter Temperatur und gegebenenfalls Druckbeaufschlagung, insbesondere in einem Sintervorgang, zu einem Formkörper geformt wird, welcher Formkörper gegebenenfalls nach einem Glühen und/oder Warmschmieden einem Weichglühvorgang unterzogen und durch spanende oder spanlose Bearbeitung zum Verschleißteil geformt wird, worauf der Verschleißteil über seine Austenitisierungstemperatur erwärmt bzw. einer Schnellstahlhartung unterzogen wird, von welcher Temperatur der Verschleißteil abgekühlt, insbesondere abgeschreckt, und zumindest zwei Anlaß- bzw. Sekundärhärtungsvorgängen unterzogen wird, ist erfindungsgemäß dadurch gekennzeichnet, daß eine Schnellarbeitsstahllegierung eingesetzt wird, die einen Nb-Gehalt von 2 Gew.-% bis 15 Gew.-%, vorzugsweise von 3 Gew.-% bis 10 Gew.-%, insbesondere von mehr als 4 Gew.-% bis 10 Gew.-%, und einen Vanadiumgehalt von 1 bis 4 Gew.-%, vorzugsweise 1,5 bis 2,5 Gew.-%, aufweist, wobei die untere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,45 + (\% \text{ Nb} \times 0,1) + (\% \text{ V} \times 0,20)$$

und die obere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

50 $C_{\max} = 1,0 + (\% \text{ Nb} \times 0,15) + (\% \text{ V} \times 0,24)$

gegeben ist, daß die Schmelze der Legierungsbestandteile um 100 - 600°C, vorzugsweise etwa 300°C, überhitzt wird, und daß die derart überhitzte Schmelze pulververdüst wird. Erfindungsgemäß ist es vorteilhaft, wenn der Härtungs- bzw. Austenitisierungsvorgang bei einer Temperatur erfolgt, die um 50 - 100°C höher liegt als bei einem Schnellarbeitsstahl, der niobfrei ist bzw. einen Niobgehalt von weniger als 2 bis 4 Gew.-% aufweist und gleichen Karbidgehalt nach Durchführung des Weichglühens besitzt.

Durch den angegebenen Niobgehalt und Vanadi-

umgehalt sowie die Menge der auf Grund der Einregelung des Kohlenstoffgehaltes im Stahl ausgebildeten Metallkarbide, wird ein Schnellarbeitsstahl erstellt, welcher die gewünschten vorteilhaften Eigenschaften besitzt. Dadurch, daß die überhitzte Schmelze der Legierungsbestandteile pulververdüst wird, erhält man ein Pulver, in dem die sich beim Erstarren ausbildenden Niobkarbide in feinstverteilter Form vorliegen. Diese feinstverteilten Niobkarbide behindern das Kornwachstum bei den erfindungsgemäß vorgesehenen hohen Austenitisierungstemperaturen.

Erfindungsgemäß ist ein pulvermetallurgisch hergestellter Verschleißteil, insbesondere Werkzeug, bestehend aus einem Schnellarbeitsstahl enthaltend C, Cr, W, V und/oder Mo, gegebenenfalls enthaltend Co und/oder Mn und/oder Si und/oder Al, und enthaltend Eisenbegleiter z.B. P, S, O sowie Eisen und Verunreinigungen als Rest, dadurch gekennzeichnet, daß der Verschleißteil einen Nb-Gehalt von 2 bis 15 Gew.-%, vorzugsweise von 3 bis 10 Gew.-%, insbesondere von mehr als 4 bis 10 Gew.-%, und einen Vanadiumgehalt von 1 bis 4 Gew.-%, vorzugsweise 1,5 bis 2,5 Gew.-% aufweist, daß der Verschleißteil 10 bis 30 Vol.-%, vorzugsweise 10 bis 22 Vol.-%, Metallkarbide enthält und daß die untere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel $C_{\min} = 0,45 + (\% \text{ Nb} \times 0,1) + (\% \text{ V} \times 0,20)$ und die obere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel $C_{\max} = 1,0 + (\% \text{ Nb} \times 0,15) + (\% \text{ V} \times 0,24)$ gegeben ist.

Die in den Formeln für C_{\min} und C_{\max} angegebenen Kohlenstoffwerte ergeben sich auf Grund der Wechselwirkung der karbidbildenden Elemente im Schnellarbeitsstahl, wodurch die Metallkarbide unterschiedliche Kohlenstoffkonzentrationen aufweisen können. Die Faktoren in den Formeln ergeben sich daraus, daß NbC 0,10 bis 0,15 % Kohlenstoff und VC 0,20 bis 0,24 % Kohlenstoff binden kann. Die Summanden 0,45 bzw. 1,0 in den Formeln berücksichtigen den Kohlenstoffgehalt zur Bildung der Grundhärte der Matrix und der Nb- und V-freien Karbide. Die MIN- und MAX- Werte werden schließlich durch die Gehalte von Cr, Mo, W bestimmt.

Erfindungsgemäß wird bei der Herstellung des pulvermetallurgischen Schnellarbeitsstahls folgendenmaßen vorgegangen:

Die einzelnen Legierungsbestandteile werden gemeinsam erschmolzen und die Schmelze wird um etwa 100 bis 600°C, vorzugsweise 300°C, überhitzt, wodurch die Legierungsbestandteile Niob und Kohlenstoff in der Schmelze verteilt werden. Nach einem Halten auf dieser Temperatur für mindestens 20 bis 30 sec. wird die Schmelze unter Schutzgas zu einem Pulver verdüst. (Prinzipiell ist auch eine Wasserdüsung möglich). Auf Grund der raschen Abkühlung scheiden sich kleine gut verteilte Niobkarbide ab. Aus diesen Pulvern werden sodann unter Anwendung von Temperatur und gegebenenfalls Druck Formkörper hergestellt. Dazu werden die Pulver in Stahlbehälter aus legiertem oder unlegiertem Stahl gefüllt, gasdicht verschlossen und unter Anwendung von Druck und Temperatur z.B. durch Hipen, Strangpressen oder Schmieden konsolidiert.

Bei der Konsolidierung ist darauf zu achten, daß die Temperatur so gewählt wird, daß keine flüssigen Phasen auftreten. Die Temperaturen beim Konsolidieren betragen etwa 1.050 bis 1.100°C, bei einem Druck von 1000 bar oder falls drucklos gearbeitet wird, etwa 1.200 bis 1.250°C. Die Konsolidierung kann von einem Glühen gefolgt sein.

In einer nachfolgenden Warmformgebung, z.B. einem Warm Schmieden bei 1.150°C, kann die Festigkeit z.B. die Biegefestigkeit des Formkörpers gesteigert werden. Der allenfalls durchgeführten Warmformgebung folgt ein Weichglühen bei einer Temperatur von etwa 700 bis 850°C, vorzugsweise 800°C. Das weichgeglühte Werkstück wird sodann zu dem gewünschten Verschleißteil bzw. Werkzeug durch eine spanende oder nichtspanende Bearbeitung umgeformt. Nach Herstellung des Werkzeugkörpers wird das Werkstück gehärtet und zwar bei einer Austenitisierungstemperatur von bis zu 1.350°C. Während dieses Härtevorganges hemmt das Niobkarbid ein Kornwachstum und das nicht gelöste Vanadiumkarbid trägt vor dem Abschrecken in Luft, Wasser oder Öl zur Ausbildung eines sehr feinen Kornes bei. Die erfindungsgemäß vorgesehene höhere Austenitisierungstemperatur ermöglicht, daß bei dieser Temperatur eine größere Menge der vorhandenen Karbide zerfällt bzw. in Lösung geht, sodaß beim darauffolgenden Abkühlen ein feines und hartes Korngefüge in der Matrix erreicht wird. Nach dem Abschrecken erfolgt ein erstes Anlassen bei einer Temperatur von etwa 500 bis 600°C, bei dem eine Ausscheidung von feinen Metallkarbiden (z.B. Vanadiummischkarbid vom Typ MC) erfolgt. Im Zuge des zweiten oder eines weiteren Anlassens können die Härteeigenschaften des Werkstückes noch weiter erhöht werden.

Die höhere Austenitisierungstemperatur kann eingesetzt werden, ohne daß Zähigkeitsvermindernde Erscheinungen bzw. Kornvergrößerungen, Aufschmelzungen und andere nachteilige Vorgänge auftreten. Da Chrom die Ausscheidung von Karbiden beeinflusst, wird der Gehalt an Chrom auf einen Bereich 2 bis 5 Gew.-% beschränkt. Allenfalls vorhandenes Kobalt soll in einem Bereich von 0-10 Gew.-% liegen.

Bei den erfindungsgemäß hergestellten Stählen bzw. Werkstücken haben die Metallkarbide eine Größe von weniger als 6µm. Durch eine Erhöhung der Schmelzentemperatur bzw. der Erstarrungsgeschwindigkeit im Zuge der Herstellung der Metallpulver kann eine weitere Verringerung der Korngröße der Metallkarbide erreicht werden.

Im folgenden wird die Erfindung anhand von Beispielen näher erläutert.

Beispiel 1

Eine Schnellarbeitsstahlegierung der Zusammensetzung C = 1,81 Gew.-%, Si = 0,3 Gew.-%, Mn = 0,2 Gew.-%, P = 0,02 Gew.-%, S = 0,02 Gew.-%, Cr = 4,3 Gew.-%, Mo = 3,7 Gew.-%, V = 1,5 Gew.-%, W = 6,1 Gew.-% und Nb = 6,3 Gew.-%, Rest Verunreinigungen und Eisen (Werkstückanalyse) wurde in einem Induktionsofen erschmolzen und zu einem Vorklock gegossen. Der Vorklock wurde geschmolzen und die Schmelze um

300°C überhitzt und im Stickstoffstrom verdüst. Das verdüστε Pulver wurde in eine Kapsel aus Baustahl St52 eingefüllt, gerüttelt, auf 10⁻³ Torr evakuiert und gasdicht verschweißt. Die Pulverkonsolidierung wurde bei 1.150°C und einem Druck von 1.070 bar durchgeführt. Nach Ausbildung eines Fräasers wurde eine Härtung bzw. Austenitisierung bei einer Temperatur von 1.290°C durchgeführt, ohne daß eine Kornvergrößerung oder Aufschmelzungen an den Korngrenzen auftraten. Durch diese um etwa 50°C über der herkömmlichen Härtungstemperatur liegende Austenitisierungstemperatur konnten höhere Gehalte an Karbiden bzw. Kohlenstoff in der matrix gelöst werden und somit in den Auslaßvorgängen die Härte und Verschleißbeständigkeit verbessert werden.

Die Härtemessung ergab 68,8 HRC. Im Zerspanungsversuch zeigten die erfindungsgemäß hergestellten Fräser, verglichen mit Fräsern der Legierung S6-5-2-5, eine Leistungserhöhung um etwa 30 bis 50 % bei der Zerspanung von St52 und von Vergütungsstahl vom Typ X38CrMoV51.

Beispiel 2

Es wurde ein Schnellarbeitsstahl der Zusammensetzung C = 2,49 Gew.-%, Si = 0,35 Gew.-%, Mn = 0,20 Gew.-%, P = 0,025 Gew.-%, S = 0,005 Gew.-%, Cr = 4,7 Gew.-%, Mo = 4,01 Gew.-%, V = 2,3 Gew.-%, W = 1,82 Gew.-% und Niob = 9,89 Gew.-%, Rest Verunreinigungen und Eisen erschmolzen und zu einem Block gegossen. Der Block wurde bei einer die Liquidustemperatur um 350°C übersteigenden Temperatur gasverdüst. Aus dem Pulver wurde in einem Sintervorgang ein Schabrad gefertigt, wie es zur Feinbearbeitung von Zahnrädern in der Automobilindustrie eingesetzt wird. Bei einer Austenitisierungstemperatur von 1.300°C erfolgte die Härtung, die von einem zweifachen Anlassen bei 580°C gefolgt wurde. Nach dem zweifachen Anlassen erfolgte eine Fertigbearbeitung des Schabrades durch Schleifen. Die Härtemessung im Arbeitsbereich des Werkzeuges erbrachte einen Wert von 69,5 HRC.

Verglichen mit einem aus pulvermetallurgisch hergestellten Schnellarbeitsstahl S6-5-3-8 (ASP 30) konnte eine Leistungssteigerung um 40 bis 50 % bei der Herstellung von außenverzahnten Kegelrädern erzielt werden.

Patentansprüche

1. Pulvermetallurgisch hergestellter Schnellarbeitsstahl für Verschleißteile, insbesondere Werkzeuge, enthaltend C, Cr, V, W und/oder Mo, gegebenenfalls enthaltend Co und/oder Mn und/oder Si und/oder Al und enthaltend Eisenbegleiter, z.B. P, S, O sowie Eisen und Verunreinigungen als Rest, dadurch gekennzeichnet, daß der Stahl einen Nb-Gehalt von 2 bis Gew.-%, vorzugsweise von 3 bis 10 Gew.-%, insbesondere von mehr als 4 bis 10 Gew.-%, und einen Vanadiumgehalt von 1 bis 4

Gew.-%, vorzugsweise 1,5 bis 2,5 Gew.-%, aufweist, daß der Stahl 10 bis 30 Vol.-%, vorzugsweise 10 bis 22 Vol.-%, Metallkarbide enthält und daß die untere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,45 \times (\% \text{ Nb} \times 0,1) = (\% \text{ V} \cdot 0,20)$$

und die obere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\max} = 1,0 + (\% \text{ Nb} \times 0,15) + (\% \text{ V} \times 0,24)$$

gegeben ist.

2. Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung von Verschleißteilen, insbesondere Werkzeugen, aus Schnellarbeitsstählen enthaltend C, Cr, V, W und/oder Mo, gegebenenfalls enthaltend Co und/oder Mn und/oder Si und/oder Al, und enthaltend Eisenbegleiter, z.B. P, S, O sowie Eisen und Verunreinigungen als Rest, wobei die Legierungsbestandteile geschmolzen und die Schmelze zu Pulver verdüst, insbesondere gasverdüst, wird, worauf das Pulver im Zuge einer Warmformgebung unter Temperatur- und gegebenenfalls Druckbeaufschlagung, insbesondere in einem Sintervorgang, zu einem Formkörper geformt wird, welcher Körper gegebenenfalls nach einem Glühen und/oder Warmschmieden einem Weichglühvorgang unterzogen und durch spanende oder spanlose Bearbeitung zum Verschleißteil geformt wird, worauf der Verschleißteil über seine Austenitisierungstemperatur erwärmt bzw. einer Schnellstahlhärtung unterzogen wird, von welcher Temperatur der Verschleißteil abgekühlt, insbesondere abgeschreckt, und zumindest zwei Anlaß- bzw. Sekundärhärtungsvorgängen unterzogen wird, dadurch gekennzeichnet, daß eine Schnellarbeitsstahllegierung eingesetzt wird, die einen Nb-Gehalt von 2 bis 15 Gew.-%, vorzugsweise von 3 bis 10 Gew.-%, insbesondere von mehr als 4 bis 10 Gew.-%, und einen Vanadiumgehalt von 1 bis 4 Gew.-%, vorzugsweise 1,5 bis 2,5 Gew.-%, aufweist, wobei die untere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,45 + (\% \text{ Nb} \times 0,1) + (\% \text{ V} \cdot 0,20)$$

und die obere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\max} = 1,0 + (\% \text{ Nb} \times 0,15) + (\% \text{ V} \times 0,24)$$

gegeben ist, daß die Schmelze der Legierungsbestandteile um 100 bis 600°C, vorzugsweise etwa 300°C, überhitzt wird, und daß die derart überhitzte Schmelze pulververdüst wird.

3. Verfahren nach Anspruch 2, dadurch gekennzeichnet, daß der Härtungs- bzw. Austenitisierungsvorgang bei einer Temperatur erfolgt, die um 50 bis 100°C höher liegt als bei einem Schnellarbeitsstahl, der niobfrei ist bzw. einen Niobgehalt von weniger als 2 bis 4 Gew.-% aufweist und gleichen Karbidgehalt nach Durchführung des Weichglühens besitzt, und welche je nach Zusammensetzung gemäß Oberbegriff zwischen 1.100 und 1.260°C eingestellt wird.

4. Verfahren nach Anspruch 2 oder 3, dadurch gekennzeichnet, daß die Weichglüh-temperatur auf 700 bis 850°C, vorzugsweise

etwa 800° C eingestellt wird.

5. Verfahren nach einem der Ansprüche 2 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß die Härtungs- bzw. Austenitisierungstemperatur bis 1.350° C, insbesondere bis zu 1.290° C, eingestellt wird.

6. Verfahren nach einem der Ansprüche 2 bis 5, dadurch gekennzeichnet, daß beim Weichglühen Gehalt von 10 bis 30 Vol.-%, vorzugsweise 10 bis 22 Vol.-%, an Metallkarbiden im Formkörper eingestellt wird.

7. Pulvermetallurgisch hergestellter Verschleißteil, insbesondere Werkzeug, bestehend aus einem Schnellarbeitsstahl enthaltend C, Cr, W, V und/oder Mo, gegebenenfalls enthaltend Co und/oder Mn und/oder Si und/oder Al, und enthaltend Eisenbegleiter z.B. P,S,O sowie

Eisen und Verunreinigungen als Rest, dadurch gekennzeichnet, daß der Verschleißteil einen Nb-Gehalt von 2 bis 15 Gew.-%, vorzugsweise von 3 bis 10 Gew.-%, insbesondere von mehr als 4 bis 10 Gew.-%, und einen Vanadiumgehalt von 1 bis 4 Gew.-%, vorzugsweise 1,5 bis 2,5 Gew.-% aufweist, daß der Verschleißteil 10 bis 30 Vol.-%, vorzugsweise 10 bis 22 Vol.-%, Metallkarbide enthält und daß die untere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\min} = 0,45 + (\% \text{ Nb} \times 0,1) + (\% \text{ V} \times 0,20)$$

und die obere Grenze des C-Gehaltes durch die Formel

$$C_{\max} = 1,0 + (\% \text{ Nb} \times 0,15) + (\% \text{ V} \times 0,24)$$

gegeben ist.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

5