



**EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

Veröffentlichungstag der Patentschrift :  
**22.01.92 Patentblatt 92/04**

Int. Cl.<sup>5</sup> : **C22C 33/02**

Anmeldenummer : **88890293.9**

Anmeldetag : **22.11.88**

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

Priorität : **23.12.87 AT 3401/87**

Veröffentlichungstag der Anmeldung :  
**28.06.89 Patentblatt 89/26**

Bekanntmachung des Hinweises auf die  
Patenterteilung :  
**22.01.92 Patentblatt 92/04**

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

Entgegenhaltungen :  
**EP-A- 0 123 961**  
**EP-A- 0 130 177**  
**DE-A- 3 015 897**  
**LU-A- 66 935**  
**PATENT ABSTRACTS OF JAPAN, Band 7, Nr.**  
**263 (C-196)[1408], 24. November 1983; & JP-**  
**A-58 144 456 (FUJIKOSHI K.K.) 27-08-1983**

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

Erfinder : **Hribernik, Bruno, Dipl.-Ing.**  
**Gloriettsiedlung 11**  
**A-8605 Bruck a.d.Mur (AT)**  
Erfinder : **Stamberger, Johann, Dipl.-Ing.**  
**Rainweg 124 Süd**  
**A-8605 Kapfenberg (AT)**  
Erfinder : **Püber, Josef, Dipl.-Ing.**  
**Penk 71**  
**A-2632 Wimpassing (AT)**  
Erfinder : **Jäger, Heimo, Dr.**  
**Kreckerstrasse 7**  
**A-8600 Bruck a.d. Mur (AT)**  
Erfinder : **Karagöz, Sadi, Dr.**  
**Yildiz Universitetsi**  
**Yildiz-Istanbul (TR)**  
Erfinder : **Jeglitsch, Franz, Dr.**  
**Montanuniversität Leoben**  
**A-8700 Leoben (AT)**  
Erfinder : **Fischmeister, Hellmut, Dr.**  
**Seestrasse 92**  
**W-7000 Stuttgart 1 (DE)**  
Erfinder : **Matzer, Franz, Dipl.-Ing.**  
**Montanuniversität**  
**A-8700 Leoben (AT)**  
Erfinder : **Löcker, Claus-Dieter, Dipl.-Ing.**  
**Montanuniversität Leoben**  
**A-8700 Leoben (AT)**  
Erfinder : **Kudielka, Elfiede, Dipl.-Ing.**  
**Montanuniversität**  
**A-8700 Leoben (AT)**

**EP 0 322 397 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

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

Derartige Schnellarbeitsstähle werden u.a. zur Herstellung von Werkzeugen für die spanende Bearbeitung von Werkstücken, z.B. Fräser, Bohrer, Reibahlen, 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 100 µm 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 Zerspanswerkzeugen 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 nach teilig 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 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

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

gegeben ist.

Ein Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung von Verschleißteilen, insbesondere Werkzeugen, aus Schnellarbeitsstählen mit der erwähnten erfindungsgemäßen Zusammensetzung wobei die Legierungsbestandteile geschmolzen und um 100-600°C, vorzugsweise etwa 300°C, überhitzt werden, und die derart überhitzte Schmelze pulververdüst 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.

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 und welche je nach Zusammensetzung zwischen 1100 und 1260°C eingestellt wird.

Durch den angegebenen Niobgehalt und Vanadiumgehalt 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 ein Werkzeug, bestehend aus einem Schnellarbeitsstahl mit der erwähnten erfindungsgemäßen Zusammensetzung vorgesehen.

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 folgendermaßen 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 Wasserverdüstung 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 Warmschmieden 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 Werkzeugkör-

pers 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 6 µm. 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 Schnellarbeitsstahllegierung 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 Vorblock gegossen. Der Vorblock wurde geschmolzen und die Schmelze um 300°C überhitzt und im Stickstoffstrom verdüst. Das verdüste 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 Anlaßvorgängen 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, W und/oder Mo, gegebenenfalls Co und/oder Mn und/oder Si und/oder Al, sowie mit einem Nb-Gehalt von 2 bis Gew.-%, und einem Vanadiumgehalt von 1 bis 4 Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, z.B. P, S und O, wobei der Stahl 10 bis 30 Vol.-%, Metallkarbide enthält und 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.

2. Schnellarbeitsstahl nach Anspruch 1, mit einem Nb-Gehalt von 3 bis 10 Gew%.

3. Schnellarbeitsstahl nach Anspruch 1, mit einem Nb-Gehalt von mehr als 4 bis 10 Gew%.

4. Schnellarbeitsstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 3, mit einem V-Gehalt von 1,5 bis 2,5 Gew%.

5. Schnellarbeitsstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 4, wobei der Gehalt an Metallkarbiden 10-22 Vol% beträgt.

6. Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung von Verschleißteilen, insbesondere Werkzeugen, aus Schnellarbeitsstählen mit einer Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1-5, wobei die Legierungsbestandteile geschmolzen und um 100 bis 600°C, vorzugsweise etwa 300°C, überhitzt werden und die derart überhitzte 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.

7. Verfahren nach Anspruch 6, 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 zwischen 1.100 und 1.260°C eingestellt wird.

8. Verfahren nach Anspruch 6 oder 7, dadurch gekennzeichnet, daß die Weichglühtemperatur auf 700 bis 850°C, vorzugsweise etwa 800°C eingestellt wird.

9. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß die Härtungs- bzw. Austenitisierungstemperatur bis 1.350°C, insbesondere bis zu 1.290°C, eingestellt wird.

10. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 9, dadurch gekennzeichnet, daß beim Weichglühen Gehalt von 10 bis 30 Vol.-%, vorzugsweise 10 bis 22 Vol.-%, an Metallkarbiden im Formkörper eingestellt wird.

11. Pulvermetallurgisch hergestellter Verschleißteil, insbesondere Werkzeug, bestehend aus einem

Schnellarbeitsstahl mit einer Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 5.

## Claims

1. High-speed steel, produced by powder metallurgy, for wearing parts, in particular tools, containing C, Cr, W and/or Mo, optionally Co and/or Mn and/or Si and/or Al, and with an Nb content of 2-15% by weight and a vanadium content of 1 to 4% by weight, remainder iron and inevitable impurities, e.g. P, S and O, the steel containing 10 to 30% by volume metal carbides and the lower limit of the C content being given by the formula

$$C_{\min} = 0.45 + (\% \text{Nb} \times 0.1) + (\% \text{V} \times 0.20)$$

and the upper limit of the C content being given by the formula

$$C_{\max} = 1.0 + (\% \text{Nb} \times 0.15) + (\% \text{V} \times 0.24).$$

2. High-speed steel according to Claim 1, having an Nb content of 3 to 10% by weight.

3. High-speed steel according to Claim 1, having an Nb content of more than 4 to 10% by weight.

4. High-speed steel according to one of Claims 1 to 3, having a V content of 1.5 to 2.5% by weight.

5. High-speed steel according to one of Claims 1 to 4, with the content of metal carbides being 10-22% by volume.

6. Process for the production by powder metallurgy of wearing parts, in particular tools, from high-speed steels having a composition according to one of Claims 1-5, wherein the alloy constituents are melted and are superheated by 100 to 600°C, preferably about 300°C, and the molten metal thus superheated is atomised to powder, in particular gas-atomised, whereupon the powder is formed into a formed body in the course of a hot-shaping operation, under the action of temperature and optionally pressure, in particular in a sintering operation, which body, optionally after an annealing and/or hot-forging operation, is subjected to a soft annealing operation and is formed into the wearing part by cutting or non-cutting machining, whereupon the wearing part is heated beyond its austenitisation temperature or is subjected to a high-speed steel hardening operation, from which temperature the wearing part is cooled, in particular quenched, and is subjected to at least two tempering or secondary hardening operations.

7. Process according to Claim 6, characterised in that the hardening or austenitisation operation takes place at a temperature which is 50 to 100°C higher than for a high-speed steel which is niobium-free or has a niobium content of less than 2 to 4% by weight and has the same carbide content after the soft annealing

has been performed, and which temperature is set between 1,100 and 1,260°C, depending on the composition.

8. Process according to Claim 6 or 7, characterised in that the soft annealing temperature is set to 700 to 850°C, preferably about 800°C.

9. Process according to one of Claims 6 to 8, characterised in that the hardening or austenitisation temperature is set to up to 1,350°C, in particular up to 1,290°C.

10. Process according to one of Claims 6 to 9, characterised in that a content of 10 to 30% by volume, preferably 10 to 22% by volume, of metal carbides in the formed body is set during the soft annealing operation.

11. Wearing part, in particular tool, produced by powder metallurgy, consisting of a high-speed steel having a composition according to one of Claims 1 to 5.

## Revendications

1. Acier à coupe rapide, préparé par la métallurgie des poudres, pour des objets résistant à l'usure, en particulier des outils, contenant du C, Cr, W et/ou Mo, éventuellement Co et/ou Mn et/ou Si et/ou Al, ainsi qu'à une teneur en Nb de 2 à 15% en poids et une teneur en vanadium de 1 à 4% en poids, pour le reste du fer et des impuretés inévitables, par exemple P, S, O, l'acier contenant de 10 à 30% en volume de carbures de métal et la limite inférieure de la teneur en C étant donnée par la formule

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

et la limite supérieure de la teneur en C par la formule

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

2. Acier à coupe rapide suivant la revendication 1, avec une teneur en Nb de 3 à 10% en poids.

3. Acier à coupe rapide suivant la revendication 1, avec une teneur en Nb de plus de 4 à 10% en poids.

4. Acier à coupe rapide suivant l'une des revendications 1 à 3, avec une teneur en V de 1.5 à 2,5% en poids.

5. Acier à coupe rapide suivant l'une des revendications 1 à 4, la teneur en carbures de métal étant de 10 à 22% en volume.

6. Procédé de préparation, par la métallurgie des poudres, d'objets résistant à l'usure, en particulier d'outils, en aciers à coupe rapide à composition suivant l'une des revendications 1 à 5, dans lequel les éléments d'alliage sont fondus et surchauffés de 100 à 600°C, de préférence d'environ 300°C et la fusion ainsi surchauffée est pulvérisée, en particulier pulvérisée au gaz, en poudre, après quoi la poudre est

transformée en un corps moulé, au cours d'un façonnage à chaud par soumission à la température et, éventuellement, à la pression, en particulier d'une opération de frittage, lequel corps moulé est, éventuellement après un recuit et/ou un forgeage à chaud, soumis à une opération de recuit d'adoucissement et transformé, par usinage avec ou sans enlèvement de copeaux, en objet résistant à l'usure, après quoi l'objet résistant à l'usure est chauffé au-dessus de sa température d'austénitisation ou soumis 35 à une trempe pour acier à coupe rapide, température à partir de laquelle l'objet résistant à l'usure est refroidi, en particulier trempé, et soumis à au moins deux opérations de revenu ou de durcissement secondaire.

7. Procédé suivant la revendication 6, caractérisé en ce que l'opération de trempe ou d'austénitisation se fait à une température qui est de 50 à 100°C supérieure à celle pour un acier à coupe rapide qui est exempt de niobium ou présente une teneur en niobium inférieure à 2 à 4% en poids et possède une même teneur en carbures après l'exécution du recuit d'adoucissement et qui est réglée, selon la composition, entre 1100 et 1260°C.

8. Procédé suivant la revendication 6 ou 7, caractérisé en ce que la température de recuit d'adoucissement est réglée entre 700 et 850°C, de préférence à environ 800°C.

9. Procédé suivant l'une des revendications 6 à 8, caractérisé en ce que la température de trempe ou d'austénitisation est réglée jusqu'à 1.350°C, en particulier jusqu'à 1.280°C.

10. Procédé suivant l'une des revendications 6 à 9, caractérisé en ce que, lors du recuit d'adoucissement, il est réglé une teneur en carbures de métal dans le corps moulé de 10 à 30% en volume, de préférence de 10 à 22% en volume.

11. Objet résistant à l'usure, en particulier outil, préparé par la métallurgie des poudres, en un acier à coupe rapide à composition suivant l'une des revendications 1 à 5.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55