



Europäisches Patentamt  
European Patent Office  
Office européen des brevets

⑪ Veröffentlichungsnummer: **0 097 737**  
**B1**

⑫

## EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

- ⑯ Veröffentlichungstag der Patentschrift:  
**29.10.86**
- ⑰ Anmeldenummer: **82110622.6**
- ⑱ Anmeldetag: **18.11.82**
- ⑲ Int. Cl.: **C 22 C 33/02**

④ Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung von Formteilen hoher Festigkeit und Härte aus Si-Mn- oder Si-Mn-C-legierten Stählen.

- ⑩ Priorität: **22.05.82 DE 3219324**
- ⑪ Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
**11.01.84 Patentblatt 84/2**
- ⑫ Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:  
**29.10.86 Patentblatt 86/44**
- ⑬ Benannte Vertragsstaaten:  
**AT DE FR GB SE**
- ⑭ Entgegenhaltungen:  
**DE - A - 1 928 930**  
**DE - A - 2 358 720**  
**DE - A - 2 456 781**  
**DE - A - 2 646 444**  
**GB - A - 538 227**
- ⑮ 3. European Powder Metallurgy Symposium 1971,  
Conference Suppl. Part I, S. 128, 335-361  
Metal Powder Report, Vol. 39, No. 6 June 1984, S.  
335-338
- ⑯ Patentinhaber: **Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Weberstrasse 5, D-7500 Karlsruhe 1 (DE)**
- ⑰ Erfinder: **Thümmler, Fritz, Prof. Dr.,  
Hohenwettersbacherstrasse 17,  
D-7500 Karlsruhe 4 (DE)**  
Erfinder: **Klein, Aloisio, Eggensteinerweg,  
D-7514 Leopoldshafen (DE)**  
Erfinder: **Oberacker, Rainer, Friedrichstrasse 52,  
D-7521 Liedolsheim (DE)**

**EP 0 097 737 B1**

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

## Beschreibung

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung von masshaltigen Formteilen hoher Festigkeit und Härte aus Silizium-Mangan- oder Silizium-Mangan-Kohlenstoff-legierten Stählen.

Da die Festigkeit von unlegiertem Sinterreisen relativ niedrig ist (auch bei höchster Dichte werden nur rd. 300 MPa erreicht), müssen für höhere Festigkeitsanforderungen legierungstechnische Massnahmen ergriffen werden.

Als Legierungselemente werden vorwiegend die Elemente Cu, Ni, Mo, P und C verwendet. Eine ganze Reihe von Legierungselementen, die in der Schmelzmetallurgie mit Erfolg eingesetzt werden, ist in der Pulvermetallurgie nur bedingt verwendbar. Es handelt sich dabei um die sauerstoffaffinen Legierungselemente, wie Cr, Mn, Si und Ti, von denen besonders Si und Mn wegen ihres günstigen Preises und ihrer langfristig gesicherten Verfügbarkeit interessant sind.

Si ist als stark verfestigend wirkender Mischkristallbildner bekannt. Auch in pulvermetallurgisch hergestellten Fe-Basis-Legierungen können mit Si beachtliche Festigkeitssteigerungen erzielt werden (Hoffmann, G., Thümmler, F., Zapf, G.: Sintering, Homogenization and Properties of  $\alpha$ -Phase Iron-Aluminium and Iron-Silicon Alloys; Powder Metallurgy, 3rd Europ. Powd. Met. Symp. 1971 Conf. Supplement, Pt. 1, 335–361). Dem stehen jedoch zwei Nachteile entgegen: Zum einen neigt Si aufgrund seiner hohen Sauerstoffaffinität in technischen Sinteratmosphären zur Oxidbildung. Dem lässt sich begegnen, indem als Legierungsträger eine Fe-Si-Vorlegierung verwendet wird (Verfahren zur Herstellung von Sinterwerkstoffen auf Eisenbasis; Deutsche Auslegeschrift 1 928 930). Nach diesem Verfahren hergestellte Sinterstähle sind aber für Formteile nicht geeignet, da bei ihrer Sinterung eine starke Schwindung auftritt, die sich negativ auf die Masshäftigkeit der Teile auswirkt. Es wurden Versuche unternommen, die Schwindung durch Zulegieren weiterer Elemente (Cu, Al) zu kompensieren. Dies gelingt jedoch nur teilweise und ist außerdem mit Einbussen bei den Festigkeitseigenschaften verbunden [siehe Hoffmann, G., Thümmler, F., Zapf, G.: Sintering, Homogenization and Properties of  $\alpha$ -Phase Iron-Aluminium and Iron-Silicon Alloys; Powder Metallurgy, 3rd Europ. Powd. Met. Symp. 1971 Conf. Supplement, Pt. 1, Seiten 339, 344].

Auch Mn hat als Legierungselement Eingang in die Pulvermetallurgie gefunden. Da es ebenfalls sehr sauerstoffaffin ist, sind auch hier besondere Schutzmassnahmen erforderlich. Bekannt ist z.B. das Einbringen von Mn über karbidische Vorlegierungen [Verfahren zum Herstellen homogener manganlegierter Sinterstähle; Deutsche Patentsschrift 2 456 781]. Diese Vorlegierungen sind bis in den Bereich der Sintertemperatur stabil, wodurch die Legierungselemente gegen Oxidation geschützt werden. Da Mn aber selbst kein starker Karbidbildner ist, müssen diese Vorlegierungen zwangsläufig karbidbildende Elemente, wie z.B.

Cr, Mo oder V enthalten. Diese Elemente sind sehr teuer, was die Legierungskosten stark erhöht. Die hohe Härte der Karbide bewirkt außerdem einen erhöhten Werkzeugverschleiss.

Die gemeinsame Verwendung von Si und Mn wird in der Literatur erwähnt. Die danach hergestellten Sinterstähle sollen jedoch «keine überraschenden Ergebnisse» aufweisen [Findeisen, G., Hewing, J.: Kupfer- und nickelhaltige Sinterstähle mit weiteren Legierungszusätzen; Industrie-Anzeiger Bd. 92 (1970) Seiten 241–244 u. 431–434, hier: S. 434].

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung von Formteilen aus Sinterstählen zu schaffen, die während des Sinterprozesses masshaftig hergestellt werden können, d.h. sie sollen durch Zusätze von Legierungselementen keinen Schwund und/oder keine Festigkeitseinbussen durch einen Schwund verhindern. Mit dem erfindungsgemäßen Verfahren, bei welchem ausschliesslich leichterhältliche Legierungselemente, deren Bezug langfristig gesichert ist, verwendet werden, sollen Formteile mit hoher Festigkeit und Härte sowie ausreichender Zähigkeit hergestellt werden können.

Die Aufgabe wird durch das erfindungsgemäße Verfahren dadurch gelöst, dass man die Legierungselemente Silizium und Mangan oder Silizium, Mangan und Kohlenstoff über die Legierungsträger Ferrosilizium, Ferromangan oder eine Silizium-Mangan-Eisen-Vorlegierung mit Silizium- und Mangan-Gehalten in den Bereichen 10 bis 30 Gew.-% Si, 20 bis 70 Gew.-% Mn, Rest Fe und Graphit in Pulverform einem Eisenpulver in Mengen zusmischt, die den Massenanteilen im Pulvergemisch

von 0,3 bis 3 Gew.-% Si;

von 0,3 bis 4 Gew.-% Mn;

von 0 bis 0,5 Gew.-% C und

einem Massenverhältnis Mangan zu Silizium zwischen 1,5 und 3 entsprechen, und das Pulvergemisch in an sich bekannter Weise verpresst und bei einer Temperatur im Bereich von 1150 °C bis 1250 °C unter Schutzgas-Atmosphäre sintert und abkühlt. Vorteilhafterweise wird ein Ferrosilizium mit 15 Gew.-% Si und/oder ein Ferromangan mit 80 bis 84 Gew.-% Mn verwendet. Produkte, welche mit die besten mechanischen Eigenschaften zeigen, werden erhalten, wenn eine Silizium-Mangan-Eisen-Vorlegierung der Zusammensetzung 19 Gew.-% Si, 41 Gew.-% Mn und 40 Gew.-% Fe verwendet wird.

Die gesinterten, nach dem erfindungsgemäßen Verfahren hergestellten Formteile können einer zusätzlichen Wärmebehandlung, bestehend aus Härteln und Anlassen, unterzogen werden.

Bei ausreichend hohen Abkühlgeschwindigkeiten werden hohe Festigkeit und Härte bereits mit der Einfachsintertechnik erzielt.

Mit dem erfindungsgemäßen Verfahren wird bewirkt, dass

– Sinterung und Homogenisierung nicht durch Oxidation der Legierungselemente beeinträchtigt werden,

– eine homogene Verteilung der Legierungselemente bei technisch relevanten Temperatur/Zeit-Bedingungen für die Sinterung erreicht wird,

– die Legierungselemente wirksam zur Erhöhung der Festigkeit führen,

– die gefertigten Teile während der Sinterung eine möglichst geringe Massänderung erfahren.

Während der Homogenisierung tritt bereits bei Temperaturen um ca. 1000°C temporär flüssige Phase auf, weshalb evtl. auf den Legierungsteilchen vorhandene Oxidschichten nicht zur Diffusionsbarriere werden können und außerdem eine schnelle Verteilung der Legierungselemente erfolgt. Der Zusatz von Mn und C bewirkt eine Kompensation der durch Si bisher hervorgerufenen Schwindung, so dass sich insgesamt relativ geringe Massänderungen oder Massstabilität ergeben. Si und Mn wirken als Mischkristallhärtner. Mn hemmt außerdem sehr stark die Umwandlungsneigung und Si beeinflusst die C-Diffusion, so dass die Kombination der Legierungselemente Si-Mn-(C) zu hohen Festigkeitswerten führt. Ein Vergütungsgefüge mit einer Härte von bis zu 300 HV20 lässt sich bereits bei einer Ofenabkühlung mit einer mittleren Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/min aus der Sinterhitze, also ohne zusätzliche Wärmebehandlung, erzielen. Bei genügend langsamer Abkühlung kann ein Härtungseffekt aber unterdrückt werden, so dass eine Kalibrierung der Teile durchaus möglich ist. Das Potential der eingesetzten Legierungselemente kann dann durch eine zusätzliche Wärmebehandlung nutzbar gemacht werden. Als Vorteile ergeben sich:

– Niedrige Legierungskosten gegenüber herkömmlich legierten Sinterstählen und hohe Zugfestigkeiten (> 600 MPa). Nur wenige der bekannten relativ hoch legierten Zusammensetzungen erreichen Zugfestigkeiten von 700 MPa mit Einfachsintertechnik ohne zusätzliche Wärmebehandlung (z.B. Sinterstahl mit 4,5% Cu, 5% Ni:  $R_m = 600$  MPa).

– Die mechanischen Eigenschaften sind in einem Temperaturbereich von 1150–1250°C relativ unempfindlich gegenüber der Sintertemperatur. Dies ermöglicht z.B. eine exakte Abgleichung der Massänderung durch Wahl einer geeigneten Sintertemperatur, ohne starke Änderung des mechanischen Verhaltens.

– Die Anwesenheit von Si und Mn bewirkt eine so starke Härtbarkeitszunahme, dass bereits bei Abkühlung aus der Sinterhitze ein Vergütungsgefüge entsteht, wodurch sich eine weitere Wärmebehandlung erübrigkt. Solche Sinterstähle wurden bisher unter Verwendung der teuren Legierungselemente Ni und Mo hergestellt.

Im folgenden wird das erfundungsgemäße Verfahren anhand einiger Durchführungsbeispiele in Verbindung mit den nachfolgenden Figuren 1 bis 8 näher erläutert.

#### Beispiel 1:

Unterschiedliche Mengen von Si, Mn und C wurden über die genannten Legierungsträger einem üblichen Eisenpulver zugegeben und zusammen

mit einem üblichen presserleichternden Zusatz vermischt. Das Pulvergemisch wurde mit einem Pressdruck von 600 MPa zu Prüfstäben verpresst, die 60 min bei einer Temperatur von 1180°C in Wasserstoff-Atmosphäre gesintert wurden. Die mechanischen Eigenschaften einiger ausgewählter Zusammensetzungen sind in den Figuren 1 und 2 dargestellt ( $R_m$  = Zugfestigkeit in MPa,  $R_{p0,1}$  = Dehngrenze in MPa). Optimale Eigenschaftskombinationen werden mit Massenanteilen von 1 bis 2 Gew.-% Si, 2 bis 3 Gew.-% Mn, 0,2 bis 0,3 Gew.-% C erreicht. Die durch das Sintern hervorgerufene Längenänderung der Prüfstäbe ist aus Figur 3 ersichtlich. Erst bei einem Verhältnis von  $Si/Mn > 2$  steigt die Schwindung stark an.

Mit den gleichen Si- und Mn-Gehalten werden ohne Kohlenstoff Zugfestigkeiten von 350 bis 600 MPa, Härten von 100 bis 210 HV20, bei Bruchdehnungen von 11 bis 2% erreicht. Auch diese Legierungen sind in gewissen Bereichen (z.B. 2% Si, 2 bis 4% Mn) bei den angegebenen Herstellungsbedingungen massstabil.

#### Beispiel 2:

Bei einer Zusammensetzung mit optimaler Eigenschaftskombination wurde die Sintertemperatur, bei sonst gleichen Bedingungen wie in Beispiel 1, variiert. Mechanische Eigenschaften und Massänderung sind in den Figuren 4 und 5 dargestellt. Festigkeit und Dehngrenze sind im untersuchten Bereich nahezu unabhängig von der Sintertemperatur, auch Härte und Bruchdehnung reagieren nicht empfindlich. Mit steigender Sintertemperatur geht die anfangs auftretende leichte Schwellung zurück, bis sogar leichte Schwindung auftritt. Dies eröffnet die Möglichkeit das Massverhalten über die Sintertemperatur einzustellen, ohne die mechanischen Eigenschaften wesentlich zu ändern ( $R_m$  = Zugfestigkeit in MPa;  $R_{p0,1}$  = Dehngrenze in MPa; A = Bruchdehnung in %).

#### Beispiel 3:

Bei Teilen, die kalibriert werden müssen, ist eine sehr langsam geführte Abkühlung aus der Sinterhitze erforderlich. Festigkeit und Härte erreichen dann nicht die in Beispiel 1 und 2 ausgewiesenen Werte. Die eingesetzten Legierungselemente ermöglichen jedoch eine Wärmebehandlung.

Die in Beispiel 2 verwendete Legierung wurde bei 1200°C 60 min in Wasserstoff gesintert und anschließend vergütet. Vergütungsbehandlung: Austenitisiert bei 1000°C, 60 min. in Argon, abgeschreckt in Öl, angelassen 60 min. in Argon bei den angegebenen Temperaturen (siehe Figur 6). Optimale Festigkeits- und Härtegrade werden bei Anlasstemperaturen von 200 bis 300°C erreicht, die Bruchdehnung ist noch messbar (> 1%).

#### Beispiel 4:

Herstellung von Legierungen unter Verwendung einer Si-Mn-Fe-Vorlegierung:

Zunächst wurde eine Vorlegierung hergestellt mit folgender Zusammensetzung:

19 Gew.-% Si;  
41 Gew.-% Mn;  
40 Gew.-% Fe.

Die Vorlegierung wurde im Vakuumofen erschmolzen und nach dem Abkühlen mechanisch zerkleinert auf eine Teilchengröße unter 25 µm (mittlere Teilchengröße ca. 10 µm). Die Zerkleinerung kann in einem Brecher, in einer Schirmscheibenmühle oder in einer Kugelmühle erfolgen.

Jeweils verschiedene Mengen dieser so hergestellten Vorlegierung wurden einerseits ohne Kohlenstoffzusatz, andererseits mit Kohlenstoffzusatz in Form von Graphit-Eisenpulvermischungen zugemischt und in der üblichen Weise verarbeitet. Hierbei wurde ein Pressdruck von 600 MPa, eine Sintertemperatur von 1180 °C, eine Sinterzeit von einer Stunde und als Schutzgasatmosphäre eine Wasserstoffatmosphäre angewendet.

Die mechanischen Eigenschaften und die Massänderungen der hier nach hergestellten Silizium-Mangan- bzw. Silizium-Mangan-Kohlenstofflegierten Sinterstähle sind in den Figuren 7 und 8 dargestellt. Figur 7 zeigt die Optimierung des Gehaltes an der verwendeten Vorlegierung, wobei ein optimaler Gehalt von ca. 8 Gew.-% (das sind Mangan- und Silizium-Gehalte in der Sinterlegierung von 3,3 Gew.-% Mangan und 1,5 Gew.-% Silizium) ermittelt wurde. Figur 8 zeigt den Einfluss des Kohlenstoffgehaltes bei der optimalen Legierung (8 Gew.-% Vorlegierung im Sinterstahl).

Wie die Figuren 7 und 8 zeigen, werden mit Si-Mn-Fe-Vorlegierungen Sinterstähle mit ausgezeichneten Eigenschaftskombinationen erhalten. Es können Zugfestigkeiten und Dehngrenzen erreicht werden, die noch höher liegen, als diejenigen der unter Verwendung von Ferrosilizium und Ferromangan als Legierungsträger hergestellten Sinterstähle. Möglicherweise können weitere Verbesserungen bei den erfindungsgemäßen Sinterstählen erzielt werden, wenn die abschliessende Wärmebehandlung, sowie der Einsatz der Zweifachsintertechnik optimiert werden. Die besseren Eigenschaften sind bedingt durch:

- Bessere Verdichtung der Pulvermischungen, die die Vorlegierung enthalten, woraus sich eine geringere Porosität der Teile ergibt,
- sehr gleichmässige Verteilung der Legierungselemente, da die Legierungsträger als feinste Teilchen vorliegen,
- gleichmässiges Sinterverhalten der Legierungsträger durch deren gleichbleibende Zusammensetzung.

Massstabilität ist durch geeignete Einstellung von Zusammensetzung und Sintertemperatur erzielbar.

Auch die Si-Mn-Fe-Vorlegierungen in den angegebenen Bereichen für den Silizium- und Mangan-Gehalt führen im angegebenen Bereich der technischen Sintertemperaturen während des Sintervorganges zur Bildung einer flüssigen Phase, die mit für die wesentliche Verbesserung der Eigenschaften der erfindungsgemäss hergestellten Sinterstähle verantwortlich ist. Niedrigere Gehalte an

Mangan und Silizium erfordern zu hohe Anteile an einer Vorlegierung zum Erreichen optimaler Legierungsgehalte. Dadurch werden die Pulvermischungen schlechter pressbar, was zu einem Dichteabfall führt. Höhere Gehalte, insbesondere an Silizium, führen im Bereich der Sintertemperaturen bis ca. 1250 °C nicht mehr zur Bildung einer flüssigen Phase.

Die Vorteile, die die angegebenen Vorlegierungen mit sich bringen, sind folgende:

Die Vorlegierungen sind relativ einfach herzustellen, ihre Schmelztemperatur ist verhältnismässig niedrig, die Gussblöcke sind äusserst spröde und daher sehr einfach und bis zu hoher Feinheit mechanisch zu zerkleinern. Das Sinterverhalten wird bei Anwendung von Vorlegierungen günstiger.

Legende zu den Figuren:

Fig. 1: Zugfestigkeiten ( $R_m$ ) einiger Legierungen in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt:

Kurve 1:  $Fe + 3Mn + 0,25C$

Kurve 2:  $Fe + 2Mn + 0,20C$

Bruchdehnungen (A) in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt:

Kurve 3:  $Fe + 3Mn + 0,25C$

Kurve 4:  $Fe + 2Mn + 0,20C$

Fig. 2: Dehngrenzen ( $R_{po.1}$ ) in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt:

Kurve 5:  $Fe + 3Mn + 0,25C$

Kurve 6:  $Fe + 2Mn + 0,20C$

Härte-Werte (Vickershärte HV20) in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt:

Kurve 7:  $Fe + 3Mn + 0,25C$

Kurve 8:  $Fe + 2Mn + 0,20C$

Fig. 3: Massänderungen ( $\Delta 1/1_0$ ) verschiedener Legierungen in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt:

Kurve 9:  $Fe + 3Mn + 0,25C$

Kurve 10:  $Fe + 2Mn + 0,20C$

Kurve 11:  $Fe + 1Mn + 0,20C$

Fig. 4:

Zugfestigkeiten (Kurve 12),

Dehngrenze (Kurve 13),

Härte-Werte (Kurve 14) und

Bruchdehnungen (Kurve 15) ein und derselben Legierung ( $Fe + 1Si + 3Mn + 0,25C$ ) in Abhängigkeit von der bei der Herstellung verwendeten Sintertemperatur.

Fig. 5: Massänderungen (Kurve 16) ein und derselben Legierung ( $Fe + 1Si + 3Mn + 0,25C$ ) in Abhängigkeit von der bei der Herstellung verwendeten Sintertemperatur.

Fig. 6: Zugfestigkeiten (Kurve 17), Härte-Werte (Kurve 18) und Bruchdehnungen (Kurve 19) ein und derselben Legierung ( $Fe + 1Si + 3Mn + 0,25C$ ) in Abhängigkeit von der Anlassestemperatur.

Fig. 7: Zugfestigkeiten ( $R_m$ ): Kurve 20, Dehngrenzen ( $R_{po.1}$ ): Kurve 21, Härte-Werte (HV<sub>20</sub>): Kurve 22, Bruchdehnungen (A): Kurve 23 und Massänderungen ( $\Delta 1/1_0$ ): Kurve 24 verschiedener Si-Mn-legierter Sinterstähle (ohne C-Zusatz) in Abhängigkeit vom Gehalt der Vorlegierung (19Si-41Mn-40Fe) im zu sinternden Pulvergemisch.

Fig. 8:

Zugfestigkeiten: Kurve 25,

Dehngrenzen: Kurve 26,

Härtewerte: Kurve 27,  
 Bruchdehnungen: Kurve 28 und  
 Massänderungen: Kurve 29  
 der Sinterstähle mit 8 Gew.-% Vorlegierung (19Si-41Mn-40Fe) in Abhängigkeit von ihrem C-Gehalt.

#### Patentansprüche

1. Verfahren zur pulvermetallurgischen Herstellung von masshaltigen Formteilen hoher Festigkeit und Härte aus Silizium-Mangan- oder Silizium-Mangan-Kohlenstoff-legierten Stählen, dadurch gekennzeichnet, dass man die Legierungselemente Silizium und Mangan oder Silizium, Mangan und Kohlenstoff über die Legierungsträger Ferrosilizium, Ferromangan oder eine Silizium-Mangan-Eisen-Vorlegierung mit Silizium-Mangan-Gehalten in den Bereichen 10 bis 30 Gew.-% Si, 20 bis 70 Gew.-% Mn, Rest Fe und Graphit in Pulverform einem Eisenpulver in Mengen zumischt, die den Massenanteilen im Pulvergemisch

von 0,3 bis 3 Gew.-% Si;  
 von 0,3 bis 4 Gew.-% Mn;  
 von 0 bis 0,5 Gew.-% C und

einem Massenverhältnis Mangan zu Silizium zwischen 1,5 und 3 entsprechen, und das Pulvergemisch in an sich bekannter Weise verpresst und bei einer Temperatur im Bereich von 1150°C bis 1250°C unter Schutzgas-Atmosphäre sintert und abkühlt.

2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass ein Ferrosilizium mit 15 Gew.-% Si verwendet wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass ein Ferromangan mit 80 bis 84 Gew.-% Mn verwendet wird.

4. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass eine Silizium-Mangan-Eisen-Vorlegierung der Zusammensetzung

19 Gew.-% Si  
 41 Gew.-% Mn  
 40 Gew.-% Fe  
 verwendet wird.

#### Claims

1. Process for the powder metallurgical production of true to size structural parts of high strength and hardness made of silicon manganese or silicon manganese carbon alloyed steels, comprising mixing, in powdered form, the alloying elements silicon and manganese or silicon, manganese and carbon by way of the alloy carriers ferrosilicon, ferromanganese or a silicon-manganese-iron master alloy having silicon and manganese contents in the ranges from 10 to 30 wt.% Si, 20 to 70 wt.% Mn, remainder Fe and graphite, with an iron powder in such quantities that they correspond to the weight proportions in the powder mixture

of 0.3 to 3 wt.% Si,  
 of 0.3 to 4 wt.% Mn,  
 of 0 to 0.5 wt.% C  
 and a mass proportion of manganese to silicon between 1.5 and 3, and compressing the powder mixture in the familiar way and sintering it in a protective gas atmosphere in a temperature range from 1150°C to 1250°C, and then cooling it.

2. Process as defined in Claim 1, wherein a ferrosilicon is employed which contains 15 wt.% Si.

3. Process as defined in Claim 1, wherein a ferromanganese is employed which contains 80 to 84 wt.% Mn.

4. Process as defined in Claim 1, wherein a silicon-manganese-iron master alloy is employed which has the following composition:

19 wt.% Si,  
 41 wt.% Mn,  
 40 wt.% Fe.

#### Revendications

1. Procédé pour la fabrication par la métallurgie des poudres de pièces moulées aux dimensions stables, à résistance et dureté élevées, en aciers alliés au silicium-manganèse ou au silicium-manganèse-carbone, caractérisé en ce que l'on ajoute à une poudre de fer les éléments d'alliage silicium et manganèse ou silicium, manganèse et carbone par l'intermédiaire des porteurs d'alliage ferrosilicium, ferromanganèse ou d'un alliage préliminaire silicium-manganèse-fer ayant des teneurs en silicium et en manganèse allant de 10 à 30% en poids de Si, de 20 à 70% en poids de Mn, le reste étant constitué de fer et de graphite sous forme de poudre, en quantités qui correspondent aux proportions de matière dans le mélange de poudres allant:

de 0,3 à 3 % en poids de Si,  
 de 0,3 à 4 % en poids de Mn,  
 de 0 à 0,5 % en poids de C et

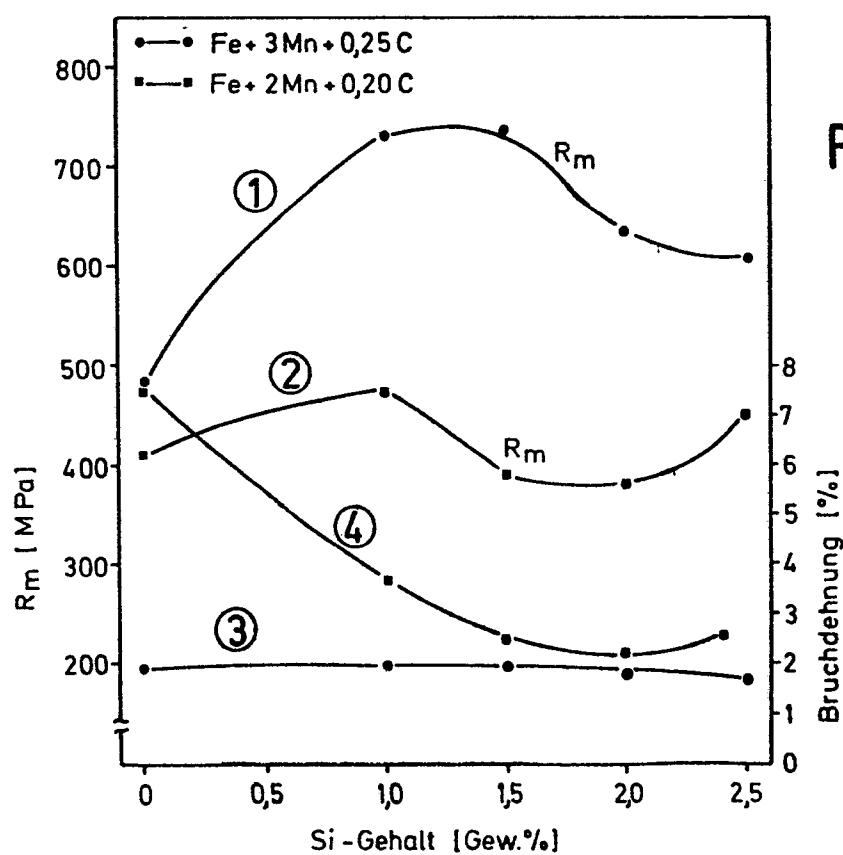
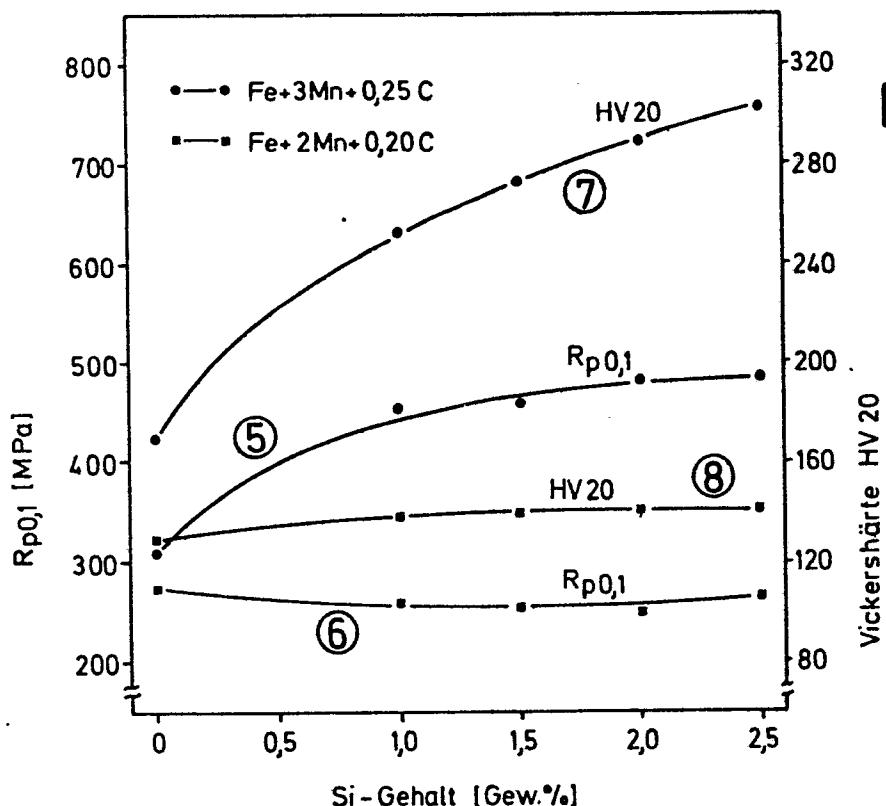
à un rapport des masses entre le manganèse et le silicium compris entre 1,5 et 3, puis on comprime le mélange de poudres d'une façon connue en soi et on le frite sous atmosphère constituée de gaz inertes à une température allant de 1150 à 1250°C et on le refroidit.

2. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'on utilise un ferrosilicium contenant 15% en poids de Si.

3. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'on utilise un ferromanganèse contenant de 80 à 84% en poids de manganèse.

4. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'on utilise un alliage préliminaire de silicium-manganèse-fer de composition:

19% en poids de Si  
 41% en poids de Mn  
 40% en poids de Fe.



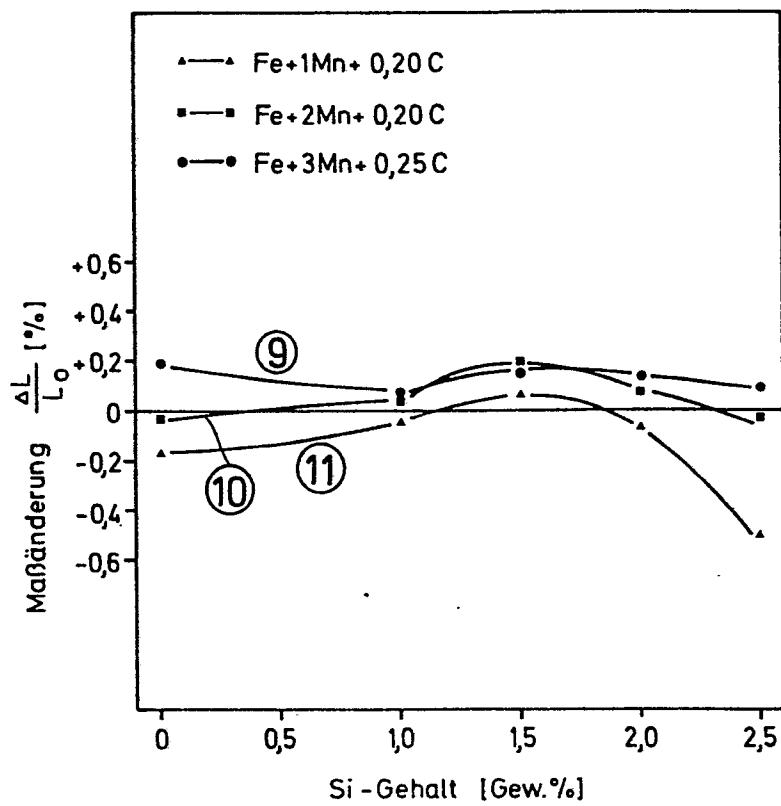
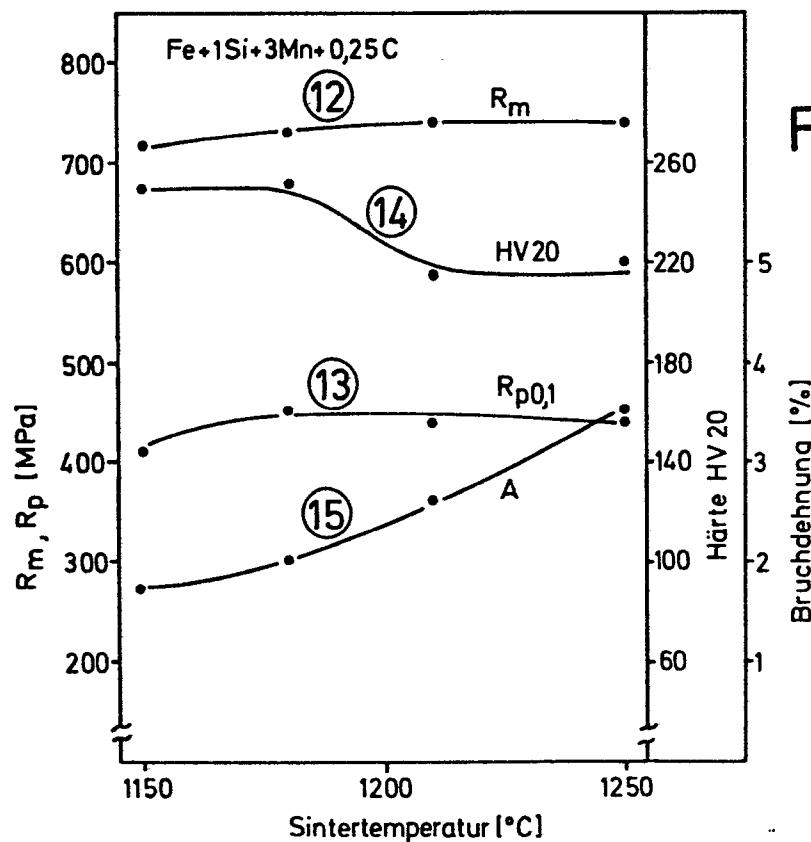


Fig. 6

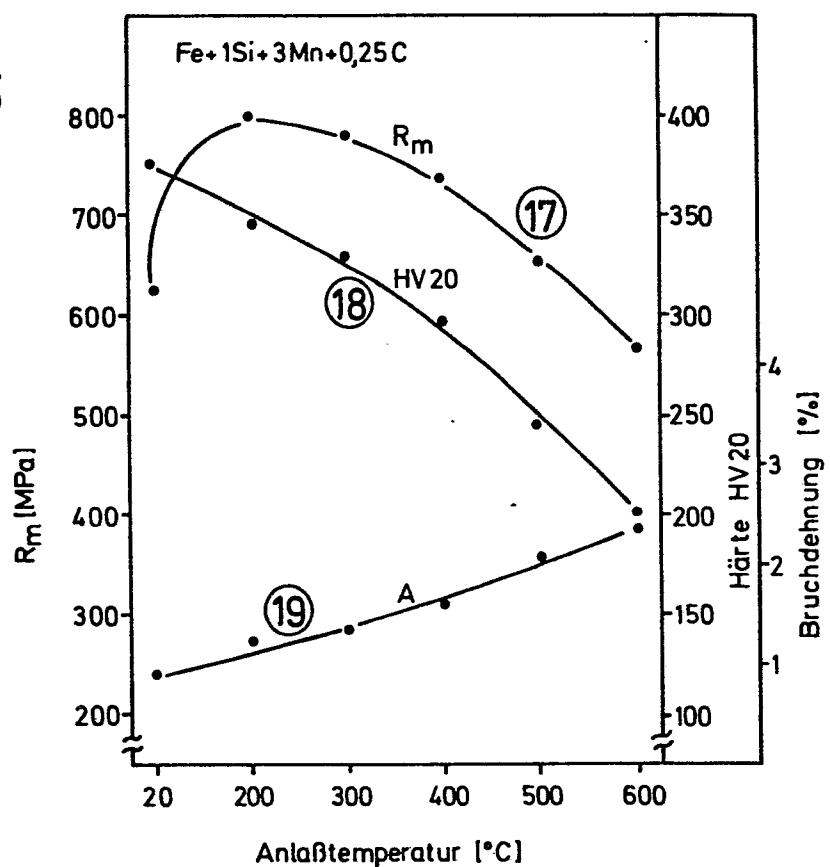


Fig. 5

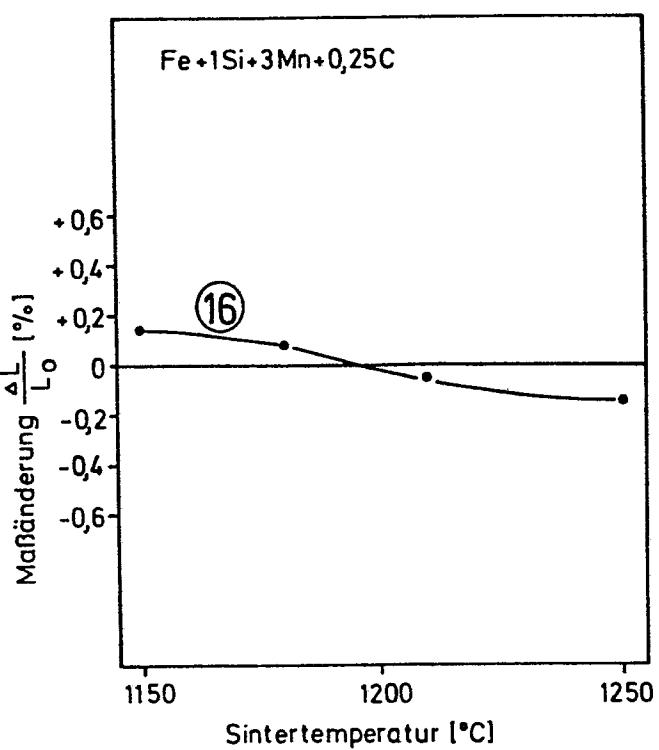


Fig. 8

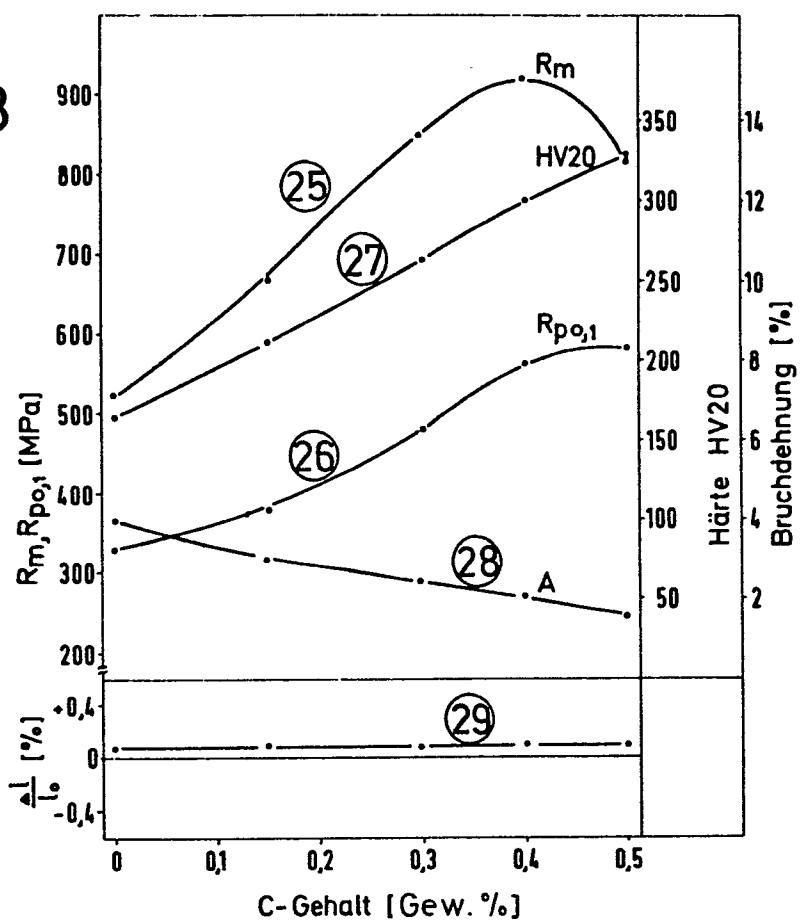


Fig. 7

