

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2006年6月1日 (01.06.2006)

PCT

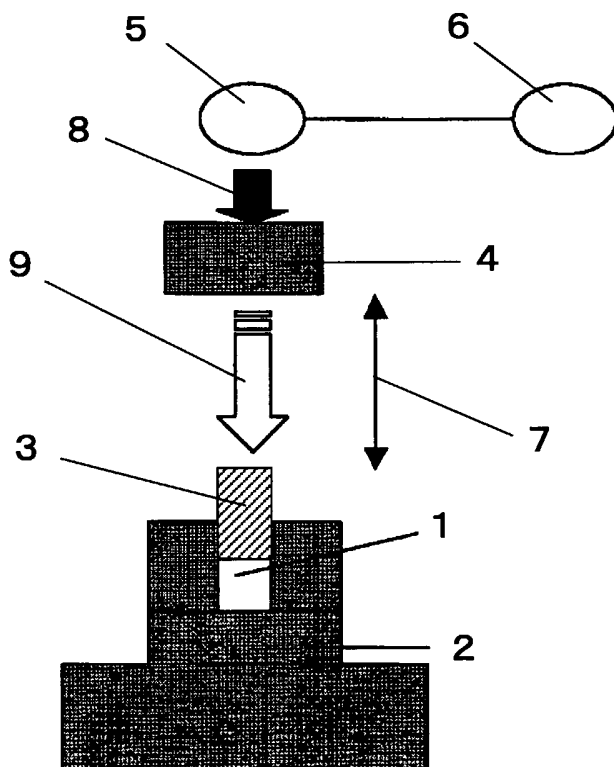
(10) 国際公開番号
WO 2006/057434 A1

- (51) 国際特許分類:
B22F 3/16 (2006.01) B22F 3/24 (2006.01)
B22F 3/02 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2005/022041
- (22) 国際出願日: 2005年11月24日 (24.11.2005)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2004-340492
2004年11月25日 (25.11.2004) JP
特願2005-234145 2005年8月12日 (12.08.2005) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): JFE
スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION)
[JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番
3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 上ノ 蘭 聡
- (74) 代理人: 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1000005
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 JFEテクノリ
サーチ株式会社特許出願部内 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が
可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR,
BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM,
DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU,
ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LC, LK, LR,
LS, LT, LU, LV, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX,
MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU,
SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT,
TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

/ 続葉有 /

(54) Title: METHOD FOR PRODUCING HIGH DENSITY IRON-BASED COMPACTED BODY AND HIGH DENSITY IRON-BASED SINTERED BODY

(54) 発明の名称: 高密度鉄基成形体および高密度鉄基焼結体の製造方法



(57) Abstract: A method for producing an iron-based compacted body having a high density, which comprises pre-compacting an iron-based mixed powder prepared from an iron-based metal powder and a graphite powder and the like, pre-sintering the resulting pre-compacted body at a temperature of higher than 1000°C and not higher than 1300°C, to prepare an iron-based sintered preform containing 0.10 to 0.50 mass % of C, 0.3 mass % or less of O and 0.010 mass % or less of N and having a density of 7.2 Mg/m³ or more, and then subjecting the preform to a high velocity compaction with a compaction energy density of 1.8 MJ/m² or more (1.4 MJ/m² or more in terms of a pure iron system). The above method can be suitably used for producing an iron-based compacted body having a high density and thus an iron-based sintered body having a high density and a high strength with good productivity.

(57) 要約: 鉄基金属粉と黒鉛粉等を混合してなる鉄基混合粉を、予備成形後、1000°C超1300°C以下の温度で予備焼結してC: 0.10~0.50mass%、O: 0.3mass%以下およびN: 0.010mass%以下でかつ密度が7.2 Mg/m³以上の鉄基粉末成形用素材とし、ついで成形エネルギー密度が1.8 MJ/m²以上(純鉄系で1.4 MJ/m²以上)の高速成形を施すことにより、高密度を有する鉄基成形体、ひいては高強度高密度を有する鉄基焼結体を生産性良く製造する。



(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各*PCT*ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

添付公開書類:

— 国際調査報告書

明 細 書

高密度鉄基成形体および高密度鉄基焼結体の製造方法

技術分野

本発明は、高密度鉄基成形体 (iron-based compacted body) および高密度鉄基焼結体 (iron-based sintered body) の製造方法に関し、特に鉄基粉末成形用素材 (sintered preform) の成形性を改善することにより、鉄基焼結体の高強度および高密度化を図ろうとするものである。

背景技術

粉末冶金技術により、複雑な形状の部品をニアネット形状 (near-net shape) でしかも高寸法精度で製造することができ、切削コストを大幅に削減できる。このため、粉末冶金製品が自動車部品等に多量に採用されている。

最近では、部品の小型化、軽量化のために、粉末冶金製品の高強度化が要望されている。とくに、鉄基粉末製品 (鉄基焼結体) に対する高強度化の要求が強い。

鉄基焼結部材 (iron-based sintered component) (鉄基焼結体あるいは単に焼結体ともいう) を製造する基本工程は、

- 1) 鉄基金属粉に、黒鉛粉、銅粉等の合金用粉末と、ステアリン酸亜鉛、ステアリン酸リチウム等の潤滑剤を混合し、鉄基混合粉 (iron-based mixed powder) とする
- 2) 鉄基混合粉を金型 (die) に充填し、圧縮成形 (compaction) して圧粉体 (green compact) とする。
- 3) 圧粉体を焼結し、焼結体とする。

というものである。なお、焼結を施す前の素材を成形体とも呼び、上記基本工程では成形体は圧粉体と同一である。

なお、鉄基混合粉を得るにあたり特開平 1-165701 号公報、特開平 5-148505 号公報等の開示される偏析防止処理を適用することもある。

2

得られた焼結体は、必要に応じサイジング (sizing) や切削加工が施されて製品とされる。また、焼結体に、高強度が必要なときには、浸炭熱処理 (carburizing heat treatment) や光輝熱処理 (bright heat treatment) を施される場合もある。

上記の方法において、得られる成形体の密度は、高々 $6.6 \sim 7.1 \text{ Mg/m}^3$ (Mg はメガグラムと読む) 程度であり、従ってこれらの成形体から得られる焼結体の密度も同程度となる。

鉄基粉末製品 (鉄基焼結部材) の高強度化には、焼結部材 (焼結体) を高密度化することが有効である。高密度の焼結部材ほど、部材中の空孔が減少し、引張強さ、衝撃値および疲労強度などの機械的性質が向上する。また、焼結体の高密度化には、成形体の高密度化が一般に有効である。

成形体の密度を高める方法として、以下の各技術が提案されている。

(1) 温間成形 (warm compaction) 技術

金属粉末を加熱しつつ成形する技術であり、例えば特開平 2-156002 号公報、特公平 7-103404 号公報、米国特許第 5,256,185 号公報および米国特許第 5,368,630 号公報などに開示されている。

例えば上記米国特許第 5,368,630 号公報によれば、Fe-4%Ni-0.55%Mo-1.6%Cu 系の部分合金化鋼粉に、0.6mass% の黒鉛粉と 0.6mass% の潤滑剤を配合した鉄基粉末混合粉を、 150°C 以上の温度で 689MPa の圧力で成形した場合に、 7.3 Mg/m^3 程度の密度を有する成形体を得られる。

しかしながら、温間成形技術を適用するためには、粉末を所定の温度に厳密に制御しながら成形する設備が必要となり、製造コストが増加する。また温間で成形するため、部品の寸法精度が低下するという問題がある。

(2) 高速成形技術

粉体の圧縮成形に際し、成形金型の上パンチ (あるいは上パンチを叩く衝撃ラム: impact ram) を高速で衝突させ、高密度の成形体を得る方法で、米国特許公開第 2002/0106298 号公報、PCT 出願公開 WO 99/36214 号公報、文

献“High Velocity Compaction of Metal Powders, a Study on Density and properties” (A. Skagerstrand、スウェーデン Hydropulsor 社) (以下 Skagerstrand 文献) 等が開示されている。

例えば、上記米国特許公開第 2002/0106298 号公報には、鉄基混合粉に、衝撃ラムを 2 m/s 以上の速度で 1 回以上衝突させて発生させた衝撃荷重を印加することにより、密度が 7.7 Mg/m^3 以上の高密度成形体を得られるとしている。

しかしながら、この方法では、単軸プレス (single level compaction) で成形できる単純形状品しか成形できない。

また、この方法を実際に適用して得られた高密度成形体は、クラックが発生し易いため、複雑な形状の部品を成形することは難しかった。

さらに、上記 WO 99/36214 号公報では粒子が球形に近いガスアトマイズ粉末で好結果が得られるとしている一方、上記米国特許公開第 2002/0106298 号公報では、粒子が不規則な形をした水アトマイズ粉末にて高密度が得られるが球形粒子では成形体密度が不十分となるとしており、粉体の高速成形の効果には不確実な点も多い。

(3) 焼結冷間鍛造技術 (Cold forging of sintered body)

粉末冶金法と冷間鍛造法を組み合わせた方法で、金属粉を予備成形および予備焼結 (preliminary sintering) して得た焼結プリフォーム (予備成形品: sintered preform、あるいは仮焼結体: preliminary sintered body、単にプリフォームとも呼ぶ) を冷間で再加工 (鍛造または再圧縮) したのち、再焼結 (re-sintering) して高密度の最終製品を得る成形加工方法である。この技術では、圧粉体は予備成形後の部材 (予備成形体: compacted preform) を指し、成形体はプリフォームを再加工した後の部材を指す。

この方法は、とくにプリフォームに対する再加工を、大きな変形を伴う冷間鍛造とすることにより、単純な再圧縮より高密度化に有利であり、またより複雑な形状を得ることができる。

再圧縮を用いた例として、例えば特開平 1-123005 号公報には、表面に液状潤滑剤を塗布した冷間鍛造用焼結プリフォームを、ダイス内で仮圧縮成

形したのち、該プリフォームに負圧を作用させて液状潤滑剤を吸引して除去し、その後ダイス内で本圧縮成形し、再焼結する焼結冷間鍛造方法が開示されている。この方法によれば、仮圧縮成形前に塗布し内部に浸透した液状潤滑剤を、本圧縮成形前に吸引除去するため、内部の微小空隙が本圧縮成形時に圧潰消滅して高密度の最終製品が得られるとしている。

しかしながら、この方法で得られる最終焼結製品の密度は、たかだか 7.5Mg/m^3 程度であり、その強度には限界がある。

冷間鍛造を用いた例として、例えば、米国特許第 4,393,563 号公報には、鉄粉と鉄合金粉と黒鉛粉と潤滑剤とを混合し、この混合粉を予備成形して圧粉体としたのち、仮焼結（予備焼結）し、ついで少なくとも 50mass% の塑性加工を与える冷間鍛造を行い、その後焼結、焼鈍し、ロール加工して最終製品（焼結部材）とする技術が開示されている。そして、黒鉛の拡散を抑制した条件で仮焼結を行うことにより、その後の冷間鍛造で高い変形能を発現させ、成形荷重を低くすることができるとしている。

また、特開 2002-294388 号公報には、予備焼結雰囲気中の窒素を低濃度化する、あるいは予備焼結後焼鈍することにより、仮焼結体の変形能を改善し、その後再加工および再焼結を施すことにより高密度の焼結体を得る技術が開示されている。具体例として、純鉄粉や約 0.6mass% の Mo を拡散付着した部分合金化鋼粉に黒鉛（0.2～0.6mass% 程度）および潤滑剤を混合し、およそ 7.4Mg/m^3 のタブレット状の成形体に加工した後、遊離黒鉛（基地中に拡散せず、黒鉛の形態で残留したもの）が 0.02mass% 以下となる条件で仮焼結体を施し、その後断面減少率 60～80% の後方押し鍛造を加え、本焼結することにより、 7.8Mg/m^3 のカップ形の本焼結体を得られる旨を開示している。

しかしながら、冷間鍛造工程は圧縮工程に比べて生産性が極めて悪いという問題がある。

また、本発明者らの実験によれば、前記米国特許第 4,393,563 号公報に記載の仮焼結条件（ $1100^\circ\text{C} \times 15 \sim 20\text{min}$ ）では、黒鉛の拡散防止は不十分で、仮焼結体の変形能が充分は向上しない。また、仮に黒鉛の拡散を充分抑制で

きたとしても、本焼結時に、残存する遊離黒鉛が消失して、空孔を形成する場合がある。

なお、特開平 11-117002 号公報には、鉄を主成分とする金属粉に 0.3mass% 以上の黒鉛を混合した金属質粉を圧粉成形して得られた、密度が 7.3g/cm^3 以上の予備成形体を、好ましくは $700\sim 1000^\circ\text{C}$ の温度範囲で仮焼結することにより、金属粉の粒界に黒鉛が残留している状態の組織を有する金属質粉成形用素材（プリフォーム）が提案されている。この技術によれば、強度増加に必要な量の炭素のみを固溶し、遊離黒鉛を残存させ、鉄粉が過度に硬化するのを防止することにより、低い成形荷重と高い変形能を有する成形用素材（プリフォーム）が得られるとしている。そして具体例として焼結体密度 7.87Mg/m^3 という結果を例示しているが、当該特許出願の発明者によれば、仮焼結後に後方押出し加工を施しており、冷間鍛造技術に属する。

さらに、この方法で得られた金属質粉成形用素材は、本焼結時に、残存する遊離黒鉛が消失して、細長い空孔を生じる場合があるところに問題を残している。

発明の開示

〔発明が解決しようとする課題〕

本発明は、上記した従来技術の問題を解決して、複雑な形状でかつ、高密度を有する鉄基成形体、ひいては高強度高密度を有する鉄基焼結体を安定してかつ生産性良く得ることができる、有利な製造方法を提案することを目的とする。

〔課題を解決するための手段〕

発明者らは、鋭意検討した結果、予備成形した成形体を適切な温度範囲で、好ましくは酸化および窒化を抑制した雰囲気中で予備焼結を行うことにより、N および O 含有量を極力低減した、低硬度で高い塑性変形能をもつ鉄基粉末成形用素材を得られ、そしてこれを高速成形することにより、クラックの発生を招くことなしに、密度が 7.65Mg/m^3 以上、好ましい条件では 7.70

Mg/m³以上の高密度で、細長い空孔のない成形体が容易に得られるとの知見を得た。高速成形における好ましい成形エネルギー密度は1.8MJ/m²以上、より好ましくは2.2MJ/m²以上であり、またラム速度は2 m/s以上とすることが好ましい。

高速成形においては、ラムを上パンチに2回以上衝突させることもできるが、この方法によれば1回の操作でも上述した高密度化が達成できるという利点もある。

本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えた末に完成されたものである。

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

(1) 鉄基金属粉と黒鉛粉、あるいはさらに潤滑剤を混合して鉄基混合粉を得るステップと、前記鉄基混合粉を、予備成形し、その後1000℃超1300℃以下の温度で予備焼結して、C：0.10～0.50mass%、O：0.3mass%以下およびN：0.010mass%以下を含み、密度が7.2Mg/m³以上の鉄基粉末成形用素材を得るステップと、前記鉄基粉末成形用素材に少なくとも1回の高速成形を施すステップとを有する、高密度鉄基成形体の製造方法。

前記成形用素材の密度は7.3Mg/m³以上とすることが好ましい。また前記成形用素材の残部組成はFeおよび不可避免的不純物とすることが好ましい。

(2) 前記高速成形が、成形エネルギー密度が1.8MJ/m²以上の高速成形である、上記(1)に記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

(3) 前記鉄基粉末成形用素材の残部組成が実質的に鉄であり(すなわち純鉄系組成であり)、前記高速成形が、成形エネルギー密度が1.4MJ/m²以上、2.2MJ/m²以下の高速成形である、上記(1)に記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

(4) 前記鉄基粉末成形用素材がさらに合金成分を含み(すなわち合金系組成であり)、前記高速成形が、成形エネルギー密度が1.8MJ/m²以上、

3 MJ/m²以下の高速成形である、上記（１）に記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

合金成分としてはさらに下記組成のものが好ましいが、下記組成は上記発明（１）および（２）にも適用できる。

- ・上記（１）に記載の組成に加え、さらにMn：1.2mass%以下、Mo：2.3mass%以下、Cr：3.0mass%以下、Ni：5.0mass%以下、Cu：2.0mass%以下およびV：1.4mass%以下のうちから選んだ１種または２種以上を含有する組成。Crは1.0mass%以下とすることが好ましい。なお、残部組成はFeおよび不可避免的不純物とすることが好ましい。
- ・上記（１）に記載の組成に加え、さらに、Mn：1.2mass%以下、Mo：2.3mass%以下、Ni：5.0mass%以下のうちから選んだ１種または２種以上を含有し、残部実質的に鉄からなる組成。

（５）前記高速成形が、ラム速度：2 m/s以上の高速成形である、上記（１）～（４）のいずれかに記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

（６）前記予備焼結を、窒素分圧が30 kPa以下の非酸化性雰囲気中に行う、上記（１）～（５）のいずれかに記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

（７）前記予備焼結を、窒素分圧が95 kPa以下の非酸化性雰囲気中に行い、かつ、該予備焼結の後、400～800℃の温度で焼鈍して、前記の鉄基粉末成形用素材（すなわち密度が7.2 Mg/m³以上の鉄基粉末成形用素材）を得る、上記（１）～（５）のいずれかに記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

（８）上記（１）～（７）のいずれかの方法で得られた高密度鉄基成形体に、再焼結および／または熱処理を施すことを特徴とする、高強度高密度鉄基焼結体の製造方法。

図面の簡単な説明

図1は、本発明の一例である、高速成形装置および高速成形処理条件の概要を示した図である。

符号の意味は以下のとおりである

- 1：試料粉末
- 2：金型（歪ゲージ設置）
- 3：上パンチ
- 4：衝撃ラム
- 5：油圧アクチュエーター
- 6：油圧発生器
- 7：ラム運動距離
- 8：加速力
- 9：等価速度運動

発明を実施するための最良の形態

以下、本発明を具体的に説明する。

<成形用素材>

（組成）

まず、本発明の鉄基粉末成形用素材の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。

C（全C）：0.10～0.50mass%

Cは、浸炭焼入れ、光輝焼入れ時の焼入れ性を考慮し、焼結部材の必要強度に応じて、0.10～0.50mass%の範囲内で調整する。C含有量が0.10mass%未満では、所望の焼入れ性を確保することができず、一方0.50mass%を超える含有は成形用素材の硬さが高くなりすぎ、高速成形後の密度が低下する。

O：0.3mass%以下

Oは、鉄基金属粉に不可避免的に含有される元素であるが、O含有量が増加するに従い、成形用素材の硬さが増大して、高速成形後の密度が低下するので、できるだけ低減するのが好ましい。O量が0.3mass%を超えると、高速

成形後の密度が低くなるので、0.3mass%をO含有量の上限とした。なお、工業的に安定して製造できる鉄基金属粉のO含有量の下限は、0.02mass%であるため、鉄基粉末成形用素材のO含有量の下限は0.02mass%とすることが好ましい。

N : 0.010mass%以下

Nは、Cと同様、成形用素材の硬さを高める元素である。本発明では黒鉛を鉄基金属粉中に固溶させて遊離黒鉛を実質的に零とするため、成形用素材の硬さをCの低減に頼らずにできるだけ低く維持し、高速成形後の密度を高くするためには、N含有量をできるだけ低減するのが望ましい。Nを0.010mass%を超えて含有すると、高速成形後の密度が低くなるため、本発明ではN含有量は0.010mass%以下に限定した。好ましくは0.0050mass%以下である。

以上、基本成分および抑制成分について説明した。本発明において、上記組成の他、残部が鉄および不可避的不純物である場合を、純鉄系組成と呼ぶものとする。

本発明では、その他にも合金成分として以下の元素を成形用素材中に適宜含有させることができる。これらを含むものを、合金系組成と呼ぶものとする。

Mn : 1.2mass%以下、Mo : 2.3mass%以下、Cr : 3.0mass%以下、Ni : 5.0mass%以下、Cu : 2.0 mass%以下およびV : 1.4mass%以下のうちから選んだ1種または2種以上

Mn, Mo, Cr, Ni, CuおよびVはいずれも、焼入れ性を向上させる元素であり、焼結体の強度確保の目的で、必要に応じて1種または2種以上を選択して含有させることができる。しかしながら、各元素を、上記の上限値を超えて含有させると、成形用素材の硬さが増加し、高速成形後の密度が低くなるため、好ましくない。なお、Crは成形用素材を割れやすくする傾向が見られ、高速成形を安定して行うためには1.0mass%以下とすることが好ましい。さらに好ましくは、実質的にCrを無添加とするとよい。

Mn, Mo, Ni およびVのより好ましい含有量は、Mn : 1.0 mass%以下、Mo : 2.0 mass%以下、Ni : 2.0mass%以下、V : 1.0 mass%以下である。

いずれの元素合金元素を添加する場合も、含有量は 0.1%以上とすることが好ましい。

とくに好適な元素は Mn、Mo および Ni であり、残部は鉄および不可避免の不純物とすることが好ましい。

なお、これらの合金成分の含有形態は自由である。すなわち、鉄基金属粉に予合金化しても、また鉄基金属粉に部分拡散付着させて部分合金化してもよく、あるいは金属粉（合金用粉）として混合してもよい。これらの組合せも自由で、例えば、合金成分の一部を予合金化後、さらに合金成分の他の一部を部分合金化してもよい（ハイブリッド合金化）。しかしながら、いずれの場合においても、Mn：1.2mass%、Mo：2.3mass%、Cr：3.0 mass%（好ましくは 1.0mass%以下）、Ni：5.0mass mass%、Cu：2.0 mass%、V：1.4mass%を、それぞれ超えると、成形用素材の硬さが高くなり、高速成形後の密度が低くなる。

残部：好ましくは Fe および不可避免の不純物

上記した成分以外の残部は、Fe および不可避免の不純物とすることが好ましい。不可避免の不純物としては、P：0.1mass%以下、S：0.1mass%以下、Si：0.2mass%以下が許容できる。また、遊離黒鉛は、以下に述べるように、0.02mass%以下に抑制することが好ましい。

（組織）

遊離黒鉛：0.02mass%以下

本発明の鉄基粉末成形用素材は、鉄基金属粉に黒鉛粉等を混合して予備成形・予備焼結を施して得られたものであるが、前記黒鉛粉が鉄基金属粉の基地組織に拡散して遊離黒鉛が実質的に存在しない組織とするのが好ましい。

本発明の鉄基粉末成形用素材では、予備焼結条件を調整することによって、遊離黒鉛は 0.02mass%以下と、実質的に零とする。黒鉛粉は、予備成形・予備焼結処理により、ほとんどが鉄基金属粉中に拡散し、基地組織中に固溶または炭化物として析出し、遊離黒鉛としてはほとんど残存しない。ここに、

遊離黒鉛量が 0.02mass%を超えると、高速成形時に成形用素材の流れに沿った黒鉛伸展層の形成が顕著となり、再焼結時に黒鉛が鉄基金属質基地組織中に拡散消失して、細長い空孔が生じる場合がある。かような細長い空孔は、焼結体の欠陥として働き、強度を低下させることがある。このため、遊離黒鉛は 0.02mass%以下に制限することが好ましい。

本発明の鉄基粉末成形用素材の組織は、フェライト相（F）を主体とし、黒鉛が拡散した領域にパーライト相（P）が混在する組織であることが好ましい。そして、予備焼結条件を、後述する本発明の範囲内に制御することにより、成形用素材の硬さを高速成形に支障のない程度に調整することができる。

また、本発明の鉄基粉末成形用素材は、 $7.2\text{Mg}/\text{m}^3$ 以上、好ましくは $7.3\text{Mg}/\text{m}^3$ 以上の密度を有することが重要である。密度を $7.2\text{Mg}/\text{m}^3$ 以上さらに好ましくは $7.3\text{Mg}/\text{m}^3$ とすることにより、鉄基金属粉粒子間の接触面積が増加し、予備焼結により、接触面を介した物質拡散が広範囲にわたって生じるため、伸びが大きく変形能の高い素材となるので成形体の密度も高くできる。より好ましくは $7.35\text{Mg}/\text{m}^3$ 以上である。成形用素材の密度は高いほど好ましいが、金型寿命等のコスト的制約から $7.8\text{Mg}/\text{m}^3$ 程度が上限である。なお、実用的範囲は $7.30\sim 7.55\text{Mg}/\text{m}^3$ である。

以上述べた成形用素材は、焼結を行っていることと鉄中にCが固溶していることから、粉末を圧縮して得られた成形体（圧粉体）より硬い。従来の知識に照らすと、硬い成形用素材は加工性が低く、これを高速成形しても、直接粉末を高速成形する場合に比べて高密度を得ることが難しいと予想される。しかしながら、上記の予想に反して、本発明で示す適切な条件で製造した粉末成形体より硬い成形用素材は、より低いエネルギー密度で高い密度が得られるのである。また、クラックなどの欠陥も発生しない。

<成形用素材の製造方法>

（原料粉末）

次に、鉄基粉末成形用素材の製造方法について説明する。

原料粉として、鉄基金属粉と、黒鉛粉、あるいはさらに潤滑剤を用いる。

使用する鉄基金属粉としては、C：0.05mass%以下、O：0.3mass%以下およびN：0.010mass%以下を含み、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成になる鉄基金属粉が好適である。また、必要に応じて、Mn：1.2mass%以下、Mo：2.3mass%以下、Cr：3.0mass%以下（好ましくは1.0mass%以下）、Ni：5.0mass%以下、Cu：2.0mass%以下およびV：1.4mass%以下のうちから選んだ1種または2種以上を予合金化、部分合金化あるいはハイブリッド合金化した鋼粉も有利に適合する。また鉄基金属粉として、以上の合金元素の少なくともいずれかを合金用粉として鉄粉や鋼粉に混合した、混合金属粉を用いても良い。

いずれの鉄基金属粉においても、C：0.05mass%、O：0.3mass%、N：0.010mass%をそれぞれ超える含有は、粉体の圧縮性を低下させ、成形用素材の密度を 7.2Mg/m^3 以上とすることを困難になる。なお、鉄基金属粉のより好ましいC、O、N量は、C：0.05mass%以下、O：0.3mass%以下、N：0.0050mass%以下である。

なお、O含有量はできるだけ低いことが圧縮成形性の観点からは好ましい。他方、Oは不可避免に含有される元素であるので、経済的に高価とならずに工業的に実施可能なレベルである0.02mass%を下限とするのが望ましい。工業的な経済性の観点から好ましいO含有量は、0.03～0.2mass%である。

本発明で使用する鉄基金属粉の粒径は、とくに限定する必要はないが、工業的に低コストで製造できる、平均粒径で $30\sim 120\mu\text{m}$ 程度とするのが望ましい。

なお、平均粒径はふるい法（JISZ8801-1に示される篩を使用する）で測定し、重量積算粒度分布の中点（ d_{50} ）の値とする。

原料粉として使用する黒鉛粉は、焼結体の所定の強度を確保するため、あるいは熱処理時の焼入れ性の増加を目的として、鉄基混合粉に、鉄基金属粉と黒鉛粉との合計量に対し好ましくは0.03～0.5mass%の範囲で含有され

る。黒鉛粉の含有量が、0.03mass%未満では、焼結体の強度向上効果が不足し、一方0.5mass%を超えると、成形用素材の硬さが高くなり高速成形後の密度が低くなる。このため、鉄基混合粉における黒鉛粉の含有量は鉄基金属粉と黒鉛粉との合計量に対し0.03~0.5mass%とすることが好ましい。

また、鉄基金属粉表面への黒鉛粉の付着度を向上させるために、鉄基混合粉へワックス、スピンドル油等を添加してもよい。

また、公知の偏析防止処理（例えば特開平1-165701号公報、特開平5-148505号公報に記載された処理）を適用し、鉄基金属質粉表面への黒鉛粉付着度（adhesion of graphite powder）を向上させることもできる。

さらに、鉄基混合粉には、上記した原料粉に加えて、さらに圧縮成形における成形密度の向上と、金型からの抜き出し力の低減を目的として、ステアリン酸亜鉛、ステアリン酸リチウム、エチレンビスステアロアミド等の、公知の潤滑剤を含有させることができる。潤滑剤の含有量は、鉄基金属粉と黒鉛粉との合計量100質量部に対して0.1~0.6質量部程度とすることが好ましい。

なお、鉄基混合粉の混合には、公知の混合方法、例えばヘンシェルミキサー、コーン型ミキサー等を用いた混合方法が適用可能である。

（成形用素材の製造）

ついで、上記した比率で混合された鉄基混合粉に予備圧縮成形を施し、 7.2Mg/m^3 以上の密度を有する予備成形体とする。予備成形体の密度が 7.2Mg/m^3 以上、好ましくは 7.3Mg/m^3 以上になると、鉄基金属質粉末同士の接触面積が大きくなる。このため、次工程である予備焼結において、接触面を介し体積拡散、表面拡散、あるいは溶融が広範囲にわたって生じる。この結果、高速成形時に大きな伸びが得られ、高い変形能が実現される。

予備圧縮成形では、従来公知の圧縮成形技術がいずれも適用できる。例えば、金型潤滑法、温間成形法はいずれも適用可能である。また、特開平 11-117002 号公報や特開 2002-294388 号公報に記載された成形方法を用いても良いし、以上の方法を組み合わせた成形方法も適合する。

なお、特開平 11-117002 号公報に記載された成形方法は、成形空間を有する成形ダイスと、この成形ダイスに装入されて混合粉を加圧する上パンチと下パンチを備え、成形空間が、上パンチの挿入される大径部と、下パンチの挿入される小径部と、これらを繋ぐテーパ部とを備え、上パンチおよび下パンチの一方または両方が、成形ダイスの成形空間に臨む端面の外周端部に、成形空間の容積を増大させる切欠きを備えてなる装置を使用する。この装置により、成形後のスプリングバックや成形体の抜き出し力が抑制され、高密度の成形体を容易に製造することができる。

さらに、米国特許公開第 2002/0106298 号公報に記載された高速成形法を用いても良い。ただし、この場合は、成形体にクラックが発生しないように、単純な形状への適用に限定される。

ついで、予備成形体は、予備焼結され、成形用素材となる。

予備焼結は、1000℃超 1300℃以下の温度で行う必要がある。予備焼結温度が 1000℃以下では、遊離黒鉛の残存量が 0.02mass%を超えて多く、後工程の再焼結時に細長い空孔となるため、厳しい応力下で使用される部材において、欠陥として作用し、強度低下の原因となる可能性がある。一方、予備焼結温度が 1300℃を超えても、成形性の向上効果は飽和し、むしろ製造コストの大幅な増加を招くので、経済的に不利となる。このため、予備焼結温度は 1000℃超 1300℃以下の範囲に限定した。

また、予備焼結は、真空中、Ar ガス中、あるいは水素ガス等の非酸化性でかつ窒素分圧が 100kPa 以下、好ましくは 30kPa 以下である雰囲気中で行うとよい。窒素分圧が低いほど、成形用素材の N 含有量低減には有利となる。この点、窒素分圧が 100kPa を超えると、成形用素材中の N 含有量を 0.010mass% 以下とすることが困難となる。好ましい雰囲気としては、例えば水素濃度が 70volmass% 以上の水素-窒素混合ガスがある。

さらに、本発明では、予備成形体に予備焼結を施した後に、必要に応じて予備焼結温度より低い温度で焼鈍を行う。

予備焼結後に、焼鈍を施すことにより、成形用素材の窒素含有量が顕著に低減する。そのため、予備焼結後に、焼鈍を施すプロセスとすることにより、予備焼結雰囲気中の窒素分圧を 95kPa まで高くしても、成形用素材中の窒素含有量を容易に 0.010mass% 以下に低減することができ、ガスコストを低減できるという利点がある。

前記焼鈍は、400～800℃の範囲の温度で行うことが好ましい。焼鈍温度が 400℃未満あるいは 800℃超では、窒素量低減効果が小さくなる。また、焼鈍時の雰囲気は、予備焼結時の場合と同様に、非酸化性雰囲気とすることが好ましい。これにより、成形用素材の窒素含有量低減効果がさらに顕著となる。なお、焼鈍時の雰囲気中の窒素分圧と、予備焼結時の雰囲気中の窒素分圧とは必ずしも同一とする必要はない。

また、焼鈍時間は、600～3600 s 程度とするのが好ましい。焼鈍時間が、600 s 未満では窒素低減効果が少なく、一方 3600 s を超えると、効果が飽和する上、生産性が低下するからである。

また、予備焼結とその後続く焼鈍は、予備焼結を行った焼結炉から素材を取り出すことなく、連続して行っても何ら問題はない。すなわち、予備焼結後、400～800℃に冷却してそのまま焼鈍してもよいし、予備焼結後、400℃未満まで冷却したのち、再度 400～800℃に加熱して焼鈍してもよい。

(高速成形)

ついで、予備焼結または予備焼結－焼鈍後の成形用素材に、高速成形を施して、成形体とする。

本発明の高速成形は、例えばスエーデンのハイドロパルサー社

(Hydropalser 社) 製の高速成形用成形機を用いて行う。高速成形機は、一般に、上パンチにラムを介して衝撃的な応力を与えるが、高速成形手段はこれに限定されない。

図 1 に、高速成形装置と高速成形実験の一例を示す。試料 1（成形用素材）は、金型 2 に装入され、上パンチ 3 がその上にセットされる。油圧アキュムレーター 5 は、油圧発生器 6 から供給された油圧をもとに、衝撃ラム 4 に加速力 8（この例では一定の力）を付与し続ける。その結果、ラムは等加速度運動 9 で下方に移動し、最終的に高速で上パンチに衝突する。上パンチに衝突する時の衝撃ラム 4 の速度（ラム速度）は加速力 8 やラムの移動距離 7 を調整して制御することができるが、金型 2 にひずみゲージ（図示せず）を取り付け、成形圧力を測定および管理してもよい。

この成形法においては、上パンチに衝撃的な応力を与える成形エネルギー密度を好ましくは 1.8 MJ/m^2 以上、より好ましくは 2.2 MJ/m^2 以上とする。

ただし、比較的軟質である純鉄系組成の成形用素材を用いた場合は 1.4 MJ/m^2 以上とすることが好ましく、 1.8 MJ/m^2 以上とすることがより好ましい。また、合金系組成の成形用素材の場合には 1.8 MJ/m^2 以上とすることが好ましく、 2.2 MJ/m^2 以上とすることがより好ましい。

成形エネルギー密度が 1.8 MJ/m^2 未満、純鉄系組成の場合 1.4 MJ/m^2 未満では、高速成形後に十分に高い密度の成形体を得ることが難しい。

なお、成形エネルギー密度は 2.6 MJ/m^2 以下程度とするのが好ましい。組成別では、純鉄系組成の場合は 2.2 MJ/m^2 以下、合金系組成の場合には 3 MJ/m^2 以下とすることが好ましい。というのは、これらの値を超えても成形体の密度向上への影響は小さく、他方、金型寿命が著しく低下するからである。なお、成形エネルギー密度は、下記（1）式により計算される。

$$\text{成形エネルギー密度} = 0.5 m v^2 / S \cdots \cdots \text{式 (1)}$$

ここで m は衝撃ラムの質量、 v はラム速度であり、したがって $0.5 m v^2$ は成形エネルギーである。また S は加工を受ける断面積であるが、上パンチの断面積、成形用素材の断面積、成形体の断面積のいずれを採用しても値に大差は無い。

なお、ラム速度は 2 m/s 以上とすることが好ましい。ラム速度を低速として十分な成形エネルギー密度を得ようとする、ラムの重量が過大となり設備に負担が掛かるからである。

また、上パンチにラムを衝突させる回数（高速成形回数）は 1 回で十分であるが、2 回以上としても何ら問題はない。

（焼結体の製造および熱処理）

ついで、成形体は、再焼結処理が施されて、焼結体とされる。

再焼結処理は、製品の酸化防止のため、不活性雰囲気中、還元性雰囲気中または真空中とするのが好ましい。また、再焼結温度は、1050～1300℃の範囲の温度とするのが好ましい。1050℃未満では、粒子間の焼結の進行や成形体に含まれる C の拡散が不十分で所望の製品強度を確保できない。また、1300℃を超えると、結晶粒が粗大化し、製品強度が低下する。

かくして得られた焼結体は、必要に応じて熱処理が施される。

かかる熱処理としては、目的に応じて、浸炭処理、焼入れ処理、焼戻し処理等を選択できる。

ガス浸炭焼入れ、真空浸炭焼入れ、光輝焼入れ、高周波焼入れなどいずれも、熱処理条件はとくに限定する必要はない。例えば、ガス浸炭焼入れでは、カーボンポテンシャルが 0.6～1 mass% 程度の雰囲気中で 800～900℃程度の温度に加熱したのち、油中に焼入れするのが好ましい。なお、カーボンポテンシャルとは、浸炭処理雰囲気の浸炭能力を表す。すなわち、浸炭する温度で、浸炭に用いるガスの雰囲気と平衡に達したときの鋼の表面の炭素濃度（mass%）である。

また、光輝焼入れでは、焼結体の表面の高温酸化、脱炭防止のため、Ar ガス等の不活性雰囲気または水素を含む窒素雰囲気等の保護雰囲気中にて、800～950℃程度の温度に加熱したのち、油中に焼入れするのが好ましい。さらに、真空浸炭焼入れや高周波焼入れでも、上記した温度範囲に加熱したのち、焼入れするのが好ましい。これらの熱処理により製品の強度を一層向上させることができる。

なお、焼入れ処理後に、必要に応じて焼戻し処理を施してもよい。焼戻し温度は、130～250℃の通常公知の焼戻し温度範囲とするのが好ましい。

さらに、かような熱処理の前あるいは後に、寸法や形状の調整のために、機械加工を施してもよい。熱処理を施さない場合でも、機械加工は必要に応じて施してよい。

なお、本発明では、成形体を再焼結することなく、製品（最終部材）することもできる。上記の熱処理や機械加工は、必要に応じて施してよい。このような工程でも、強度、密度等の特性上何ら問題はない。

<利点>

本発明の、従来技術に対する利点について補足する。

（従来の高速成形技術に対する利点）

本発明の技術によれば、成形体を金型から取り出す際の割れや欠けが少ない。本発明の成形用素材は、冷間鍛造が可能なほどに、粒子間の結合が強く、塑性変形能が高いので、成形後の除荷時のスプリングバックで受ける応力にも耐えるためと推定される。他方、従来の粉末からの高速成形では、成形体中の粒子間結合が弱いため、除荷時に割れや欠けの発生が多いと推定される。

また、本発明においては、まず通常の粉末冶金の成形方法で一旦複雑形状品を成形し、予備焼結を行った後、高速成形を行うことができる。それ故、高密度複雑形状品の製造が容易に可能となる。他方、粉末からの高速成形においては、前述のように単軸プレス（single level compaction）で成形できる単純形状品しか成形できない。

さらに特筆すべき点として、本発明では、粉末を高速成形して同じ高密度を得る場合に比べ、必要な成形エネルギー密度が格段に低下することが挙げられる。すなわち、本発明の方法は、理論値に近い高密度化という観点からみると、予備焼結による金属粉同士の焼結や、炭素の拡散など、粉末の高速成形に比べて不利な因子を有しているので、予想外の効果である。そしてこの効果は、製造コストや設備能力の観点においてを奏するものである。

(従来の焼結冷間鍛造技術に対する利点)

従来の焼結冷間鍛造法においては、プリフォームに数十%程度の変形を及ぼす冷間鍛造を加えることにより真密度に近い高密度が得られていたが、本発明によれば、プリフォームに単軸の圧縮工程を施すことのみにより、高密度化が実現できる。単軸圧縮は冷間鍛造より加工が数倍高速で実行できるため、生産性の上でこれは大きな利点となる。さらに、金型の仕様の決定に際し、何回ものトライアルアンドエラーを要する冷間鍛造に対し、単軸圧縮加工に用いる金型は結果形状の予測が正確にできるため、はるかに簡便である。

また前述のように、高密度化に必要な成形エネルギーが従前の予測より少ないことは、予想外の大きな利点である。

なお、冷間鍛造によらなければ形成が不可能なほど複雑な形状の部材の場合は、本発明の適用を必要としないケースも考えられるが、本発明の工程にさらに冷間鍛造工程を追加して対応してもよい。

[実施例]

(実施例1)

表1に示す鉄基金属粉と、表1に示す種類と含有量の黒鉛粉および潤滑剤とをV型混合機で混合し、鉄基混合粉とした。

鉄基金属粉として、純鉄粉A、部分合金化鋼粉B、ハイブリッド合金化鋼粉Cを用いた。純鉄粉Aとしては、C:0.006mass%、Mn:0.08mass%、O:0.15mass%、N:0.0020mass%を含有する鉄粉(JFEスチール製JIP301A)を用いた(残部鉄および不可避免的不純物)。また、部分合金化鋼粉Bとしては、純鉄粉Aに酸化モリブデン粉末を0.9mass%混合し、水素雰囲気中で875℃に3600s保持して、表面にMoを部分的に拡散付着させた部分合金化鋼粉を用いた。なお、部分合金化鋼粉Bの組成はC:0.006mass%-Mn:0.08mass%-O:0.11mass%-N:0.0023mass%-Mo:0.58mass%(残部鉄および不可避免的不純物)である。ハイブリッド合金化鋼粉Cとしては、C:0.007mass%、Mn:0.14mass%、O:0.15mass%、N:0.0020mass%、Mo:0.4mass%を含む予合金化鋼粉の表面に、上記と同じ方法で0.4mass%のMoを部分合金化したものを用いた(残部鉄および不可避免的不純物)。さらに、

ハイブリッド合金化鋼粉にさらに金属粉を混合したもの（D粉）として、所定の Mn および Mo を含有する予合金化鋼粉の表面に上記と同じ方法で Mo を部分合金化したものに、さらに Ni 粉を混合して用意した。D 粉の組成は、C : 0.006mass%、Mn : 0.05mass%、O : 0.080mass%、N : 0.0020mass%、Mo : 0.6mass%（予合金分 0.45mass%、部分合金分 0.15mass%）、Ni : 1 mass% であった（残部鉄および不可避免的不純物）。

また、黒鉛粉は天然黒鉛とし、潤滑剤はステアリン酸亜鉛を用いた。

なお、表 1 中の鉄基混合粉中の潤滑剤の含有量は、鉄基金属質粉と黒鉛粉の合計量 100 質量部に対する質量部で表示してある。

これらの鉄基混合粉を、金型に装入し、油圧式圧縮成形機により予備圧縮成形して、25mm ϕ × 15mm 高さのタブレット状予備成形体とした。予備成形体の密度はいずれも 7.2Mg/m³ 以上とした。なお、一部の試料（No. 13）については成形圧力を調整することにより、密度を 7.1Mg/m³ とした。

得られた予備成形体に、表 1 に示す条件で予備焼結し、成形用素材とした。なお、一部の試料（No. 15～No. 21）では、予備焼結と連続した工程にて焼鈍を行った。なお、純鉄粉 A を用いて得られた成形用素材は純鉄系組成、部分合金化鋼粉 B およびハイブリッド合金化鋼粉 C および D を用いて得られた成形用素材は合金系組成である。

得られた成形用素材の一部につき、組成、表面硬さ HRB（JIS Z 2245 によるロックウェル硬さ）および遊離黒鉛量を調査した。

これらの結果を表 2 に示す。

なお、成形用素材の組成は、成形用素材から試験片を採取して、全 C 量、N 量、O 量、遊離黒鉛量を測定して求めた。全 C 量および O 量は燃焼－赤外線吸収法で、N 量は燃焼－不活性ガス融解熱伝導度法で測定した。また、成形用素材から採取した試験片を硝酸で溶解したのちの残渣を、燃焼－赤外線吸収法で C 量を測定し、遊離黒鉛量とした。また、固溶 C 量は {（全 C 量）－（遊離黒鉛量）} で計算した値とした。

ついで、得られた成形用素材に対し、米国特許公開第 2002/0106298 号公報に準拠した方法で高速成形を実施した。具体的には、図 1 に示す装置を用い、成形用素材を試料 1 として金型 2 に装入後、ラム 4 を介して上パンチ 3 に 1 回衝撃荷重を与え、高速成形を実施した。ここで、ラム 4 は円柱状で本体重量は 25 kg（付属物を含め合計約 31 kg）、油圧アキュムレーター 5 によりラム 4 に付与される加速力を 1.8 kN 一定とし、ラムが上パンチに衝突するまでの移動距離 7（約 20~90 mm（好適 80 mm）の間で調整可能）を変化させて成形エネルギー密度を調整した。衝撃回数は No. 23 のみ 2 回とし、他は 1 回とした。なお、No. 23 は他の条件は No. 4 と同じであり、また 2 回の衝撃は同じ条件で行った。

各高速成形における成形エネルギー密度を表 2 に示す。また、得られた成形体の密度も表 2 に併記する。

次に、得られた成形体に、再焼結を施して焼結体とした。再焼結の条件は、窒素：80vol%－水素：20vol%のガス雰囲気中で 1140℃×1800 s 保持する条件とした。

そして、これら焼結体の密度をアルキメデス法で測定した。また、焼結体の一部につき、断面を切削、研磨後、エッチングを施さない状態で光学顕微鏡の 400 倍で断面を撮影し、画像解析を用いて空孔 100 個の平均空孔長さを測定した。

ついで、これら焼結体に、カーボンポテンシャル 1.0mass%の浸炭雰囲気中にて 870℃×3600 s 保持する条件で浸炭処理を施したのち、90℃の油中に焼入れし、ついで 150℃で焼戻しする熱処理を施した。熱処理後、焼結体の硬さ HRC（JIS Z 2245 によるロックウェル硬さ）およびアルキメデス法による密度を測定した。

得られた結果を表 2 に併記する。

表 1

No.	鉄基混合粉					予備 成形 体	予備焼結条件				焼鈍条件***			
	金属 粉	黒鉛粉		潤滑剤*			雰囲気		温度 (℃)	時間 (s)	雰囲気		温度 (℃)	時間 (s)
		種類 **	種類	含有 量(ma ss %)	種類		含有量 (質量 部)	種類 (vol%)			窒素分圧 (kPa)	種類 (vol%)		
1	A	天然黒鉛	0.3	ステアリン酸亜鉛	0.3	7.40	真空	<10 ⁻⁴	700	1800	—	—	—	—
2	A		0.3		0.3	7.40	真空	<10 ⁻⁴	900	1800	—	—	—	—
3	A		0.3		0.3	7.40	真空	<10 ⁻⁴	1050	1800	—	—	—	—
4	A		0.3		0.3	7.24	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
5	A		0.3		0.3	7.40	水素ガス	<10 ⁻³	1150	1800	—	—	—	—
6	A		0.3		0.3	7.33	水素ガス	<10 ⁻³	1300	1800	—	—	—	—
7	C		0.3		0.3	7.37	水素ガス:90% 窒素ガス:10%	10	1050	1800	—	—	—	—
8	C		0.3		0.3	7.40	水素ガス:70% 窒素ガス:30%	30	1150	1800	—	—	—	—
9	A		0.3		0.3	7.40	アルゴンガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
10	A		0.3		0.3	7.40	窒素ガス	101	1050	1800	—	—	—	—
11	A		0.3		0.3	7.40	水素ガス:10% 窒素ガス:90%	90	1150	1800	—	—	—	—
12	A		0.6		0.3	7.40	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
13	A		0.3		0.3	7.10	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
14	B		0.3		0.3	7.40	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
15	A		0.3		0.3	7.40	水素ガス:50% 窒素ガス:50%	50	1150	1800	水素ガス:50% 窒素ガス:50%	50	380	1800
16	A		0.3		0.3	7.40	水素ガス:30% 窒素ガス:70%	70	1150	1800	水素ガス:30% 窒素ガス:70%	70	420	1800
17	A		0.3		0.3	7.31	水素ガス:10% 窒素ガス:90%	90	1150	1800	水素ガス:10% 窒素ガス:90%	90	760	1800
18	A		0.3		0.3	7.40	水素ガス:30% 窒素ガス:70%	70	1150	1800	水素ガス:30% 窒素ガス:70%	70	840	1800
19	A		0.3		0.3	7.40	窒素ガス	101	1150	1800	窒素ガス	101	760	1800
20	B		0.3		0.3	7.40	水素ガス:75% 窒素ガス:25%	25	1050	1800	水素ガス:75% 窒素ガス:25%	25	640	1800
21	B		0.3		0.3	7.28	水素ガス:20% 窒素ガス:80%	80	1050	1800	水素ガス:20% 窒素ガス:80%	80	50	1800
22	A		0.3		0.3	7.40	水素ガス	<10 ⁻³	1150	1800	—	—	—	—
23	A		0.3		0.3	7.24	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
24	D		0.3		0.3	7.40	水素ガス	<10 ⁻³	1100	1800	—	—	—	—
25	D		0.3		0.3	7.40	水素ガス	<10 ⁻³	1100	1800	—	—	—	—

*) 鉄基金属粉と黒鉛粉の合計量100質量部に対する

**) A粉 C:0.006mass%-Mn:0.08mass%-O:0.15mass%-N:0.0020mass%-残部Fe

B粉(部分合金化鋼粉) C:0.006mass%-Mn:0.08mass%-O:0.11mass%-N:0.0023mass%-Mo:0.58mass%-残部Fe

C粉(ハイブリッド合金化鋼粉) C:0.007mass%-Mn:0.14mass%-O:0.11mass%-N:0.0023mass%

-Mo:0.72mass%(内0.4mass%は予合金成分)-残部Fe

D粉(Ni混合ハイブリッド合金化鋼粉) Ni粉:1mass% + 合金鋼粉(C:0.006mass%-Mn:0.05mass%-

O:0.08mass%-N:0.0020mass%-Mo:0.6mass%(内0.45mass%は予合金成分)-残部Fe)

***) “-”は実施せず

表 2

No.	組成系種類	成形用素材							成形エネルギー密度 (MJ/m ²)	成形体		焼結体		熱処理後焼結体		備考
		組成 (mass%)					密度 (Mg/m ³)	硬さ HRB		密度 (Mg/m ³)	平均空孔長さ (μm)	密度 (Mg/m ³)	密度 (Mg/m ³)	硬さ HRC		
		O	N	全C	固溶C	遊離黒鉛										
1	純鉄	0.13	0.0022	0.29	0.12	0.17	7.40	26	2.0	7.75	50	7.76	7.76	30	比較例	
2		0.10	0.0020	0.27	0.14	0.13	7.40	29	2.0	7.75	35	7.76	7.76	30	比較例	
3		0.08	0.0020	0.26	0.24	0.02	7.40	30	1.8	7.74	<10	7.75	7.75	33	発明例	
4		0.08	0.0006	0.25	0.23	0.02	7.24	26	2.2	7.77	<10	7.76	7.76	32	発明例	
5		0.07	0.0008	0.23	0.22	0.01	7.40	31	2.4	7.81	<10	7.81	7.82	35	発明例	
6		0.10	0.0009	0.21	0.20	0.01	7.33	28	2.6	7.83	<10	7.84	7.84	37	発明例	
7	合金	0.08	0.0021	0.24	0.23	0.01	7.37	30	2.6	7.78	<10	7.79	7.80	60	発明例	
8		0.06	0.0048	0.23	0.22	0.01	7.40	31	2.6	7.76	<10	7.77	7.79	61	発明例	
9	純鉄	0.08	0.0018	0.24	0.22	0.02	7.40	30	2.4	7.81	<10	7.81	7.81	33	発明例	
10		0.08	0.0180	0.24	0.23	0.01	7.40	47	1.9	7.68	<10	7.68	7.68	33	比較例	
11		0.06	0.0175	0.22	0.21	0.01	7.40	45	1.9	7.68	<10	7.68	7.68	33	比較例	
12		0.07	0.0006	0.53	0.52	0.01	7.40	48	1.9	7.63	<10	7.65	7.65	39	比較例	
13		0.08	0.0007	0.25	0.24	0.01	7.10	28	1.9	7.60	53	7.61	7.61	31	比較例	
14	合金	0.07	0.0007	0.24	0.23	0.01	7.40	42	2.4	7.78	<10	7.79	7.79	60	発明例	
15	純鉄	0.08	0.0120	0.24	0.23	0.01	7.40	43	2.4	7.69	<10	7.69	7.69	32	比較例	
16		0.08	0.0044	0.24	0.23	0.01	7.40	32	2.4	7.82	<10	7.81	7.81	34	発明例	
17		0.07	0.0093	0.23	0.22	0.01	7.31	34	2.4	7.81	<10	7.81	7.81	34	発明例	
18		0.08	0.0110	0.24	0.23	0.01	7.40	39	2.4	7.69	<10	7.69	7.69	33	比較例	
19		0.08	0.0170	0.24	0.23	0.01	7.40	41	2.4	7.69	<10	7.69	7.69	34	比較例	
20	合金	0.07	0.0020	0.24	0.23	0.01	7.40	41	2.4	7.79	<10	7.80	7.81	61	発明例	
21		0.07	0.0085	0.24	0.23	0.01	7.28	43	2.4	7.76	<10	7.77	7.77	60	発明例	
22	純鉄	0.07	0.0008	0.23	0.22	0.01	7.40	31	1.3	7.65	<10	7.63	7.63	26	比較例	
23		0.08	0.0006	0.25	0.23	0.02	7.24	26	2.2*	7.83	<10	7.83	7.83	36	発明例	
24	合金	0.08	0.002	0.25	0.23	0.02	7.41	40	2.4	7.79	<10	7.80	7.80	61	発明例	
25		0.07	0.002	0.25	0.23	0.01	7.42	40	2.7	7.80	<10	7.80	7.80	62	発明例	

*) 2回打撃

表 2 に示したとおり、本発明に従い得られた成形体は、いずれも 7.74Mg/m³ 以上という高い密度を有していた。そして、この高密度は、その後に焼結さらには熱処理を施して焼結体とした場合でも低下しなかった。また、本発明に従い得られた焼結体では、細長い空孔が少なく、空孔の平均長さは 10 μm 未満であった。さらに、熱処理後の焼結体は HRC32 以上の高い硬さを示し

た。特に、Moを含有する発明例（No. 7, No. 8, No. 14, No. 20, No. 21）は、熱処理後の硬さがHRC60以上とさらに高い値を示した。

なお、予備焼結後に本発明の範囲内の温度で焼鈍を行った成形用素材（No. 16, No. 17, No. 20, No. 21）は、予備焼結時の雰囲気中の窒素分圧が30kPa以上95kPa以下であっても、窒素含有量が0.010mass%以下となっている。

これに対し、予備焼結温度が本発明の適正範囲を低く外れた成形用素材（No. 1, No. 2）はいずれも、遊離黒鉛量が0.17mass%（No. 1）、0.13mass%（No. 2）と高く、鍛造方向に長く伸びた空孔が多数観察され、平均空孔長さも $50\mu\text{m}$ （No. 1）、 $35\mu\text{m}$ （No. 2）であった。

N含有量が本発明の適正範囲を高く外れた成形用素材（No. 10, No. 11）はそれぞれ、成形体の密度が低い。

C含有量が本発明の範囲を高く外れた成形用素材（No. 12）も、成形体の密度が低い。

成形用素材の密度が $7.2\text{Mg}/\text{m}^3$ 未満と低い場合（No. 13）は、成形体の密度も低めであり、また焼結体の平均空孔長さも $53\mu\text{m}$ と長くなっている。

予備焼結後の焼鈍温度が本発明の適正範囲を外れた比較例（No. 15, No. 18）では、予備焼結時の雰囲気中の窒素分圧が95kPa以下でも、窒素含有量が0.010mass%を超えており、成形体の密度が低い。

予備焼結時の雰囲気中の窒素分圧が95kPaを超えた場合（No. 19）には、予備焼結後に焼鈍を行っても、窒素含有量が0.010mass%を超え、成形体の密度が低い。

成形エネルギー密度が本発明の適正範囲に満たなかった場合（No. 22）には、成形体の密度が低い。

（実施例2）

実施例1純鉄粉Aに1.5%のMoを拡散付着させた部分合金化鋼粉に、0.2%の天然黒鉛粉と潤滑剤として0.2重量部のステアリン酸亜鉛を配合して鉄基混合粉とした（配合量の基準は実施例1と同じである）。これを、密度 $7.35\text{Mg}/\text{m}^3$ 、寸法 $25\text{mm}\phi\times 15\text{mmH}$ の円柱形状に予備成形し、実施例1の

No. 5 と同様の条件で予備焼結を施した後、高速成形を行った。

その結果、成形エネルギーが約1000J (成形エネルギー密度 2.0 MJ/m^2) の場合に、得られた成形用素材の密度が 7.56 Mg/m^3 となり、成形エネルギーが約1260J (成形エネルギー密度 2.6 MJ/m^2) の場合に、得られた成形用素材の密度が 7.7 Mg/m^3 となった。

これに対し、前記Skagerstrand文献には、1.5%のMoを予合金した粉末に0.2%の天然黒鉛粉を配合した混合粉を、12から30kgの重量のラムを上パンチに衝突させながら高速成形したデータが示されている。該文献では、成形形状は直径25ミリの円柱であり、実験条件は本実施例とほぼ同等と推定される。該文献によれば、成形のエネルギーが3000 J (成形エネルギー密度 6.1 MJ/m^2) の場合の到達密度は、真密度の97%程度 (7.56 Mg/m^3) である。

本実施例と上記文献の実験における成形用素材の組成は類似しており、予備焼結による硬化を除けば、同じ密度を得るために必要な負荷はほぼ同じと推測される。しかしながら、本実施例にて示されるように、本発明の方法によれば、該文献に例示される粉末の高速成形方式より格段に低い成形エネルギー (= 成形エネルギー密度) で高い成形密度を得ることが可能となる。

(実施例3)

実施例1と同じ鉄基金属粉AおよびBを用い、実施例1と同様の方法で鉄基混合粉を得た。混合粉の原料および配合量は表3に示す。

これら鉄基混合粉を金型に装入し、油圧式圧縮成形機により予備圧縮成形し、約 $30 \text{ mm} \phi \times 15 \text{ mm}$ 高さのタブレット状予備成形体とした。予備成形体の密度はいずれも 7.4 Mg/m^3 とした。なお、一部の試料 (No. 8) については成形圧力を調整することにより密度を 7.1 Mg/m^3 とした。

得られた予備成形体に、表3に示す条件で予備焼結し、成形用素材とした。なお、一部の試料 (No. 10~No. 16) では、予備焼結と連続して焼鈍を行った。

得られた成形用素材の組成、表面硬さHRB (JIS Z 2245によるロックウェル硬さ) および遊離黒鉛量を実施例1と同様の方法により調査した。

これらの結果を表4に示す。

ついで、得られた成形用素材に対し、実施例 1 と類似した方法により、高速成形を実施した。ただし、ラムの移動距離 7 だけでなく、ラムに付与する加速力 8 およびラム 4 の重量を適宜調整して、No. 17 以外は成形エネルギー $1.8 \text{ MJ} / \text{m}^2$ 以上を確保した。No. 17 については成形エネルギーは $1.0 \text{ MJ} / \text{m}^2$ に満たなかった。

ラム速度とラムが上パンチに与えた衝撃の回数を表 5 に示す。また、得られた成形体の密度も表 5 に併記する。

次に、得られた成形体に、実施例 1 と同じ条件で再焼結を施して焼結体とし、密度および平均空孔長さを同様に測定した。

ついで、得られた焼結体に、実施例 1 と同じ条件で浸炭処理および焼入れ・焼戻しする熱処理を施した。熱処理後、焼結体の硬さ HRC および密度を実施例 1 と同様に測定した。得られた結果を表 5 に併記する。

表 3

No.	鉄基混合粉					予備成形体	予備焼結条件				焼鈍条件***			
	金属粉	黒鉛粉		潤滑剤*			雰囲気		温度(℃)	時間(s)	雰囲気		温度(℃)	時間(s)
	種類**	種類	含有量(mass%)	種類	含有量(質量部)		密度(Mg/m ³)	種類(vol%)			窒素分圧(kPa)	種類(vol%)		
1	A	天然黒鉛	0.3	ステアリン酸亜鉛	0.3	7.4	真空	<10 ⁻⁴	900	1800	—	—	—	—
2	A		0.3		0.3	7.4	真空	<10 ⁻⁴	1050	1800	—	—	—	—
3	A		0.3		0.3	7.4	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
4	A		0.3		0.3	7.4	アルゴンガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
5	A		0.3		0.3	7.4	窒素ガス	101	1050	1800	—	—	—	—
6	A		0.3		0.3	7.4	水素ガス:10% 窒素ガス:90%	90	1050	1800	—	—	—	—
7	A		0.6		0.3	7.4	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
8	A		0.3		0.3	7.1	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
9	B		0.3		0.3	7.4	水素ガス	<10 ⁻³	1050	1800	—	—	—	—
10	A		0.3		0.3	7.4	水素ガス:50% 窒素ガス:50%	50	1150	1800	水素ガス:50% 窒素ガス:50%	50	380	1800
11	A		0.3		0.3	7.4	水素ガス:30% 窒素ガス:70%	70	1150	1800	水素ガス:30% 窒素ガス:70%	70	420	1800
12	A		0.3		0.3	7.4	水素ガス:10% 窒素ガス:90%	90	1150	1800	水素ガス:10% 窒素ガス:90%	90	760	1800
13	A		0.3		0.3	7.4	水素ガス:30% 窒素ガス:70%	70	1150	1800	水素ガス:30% 窒素ガス:70%	70	840	1800
14	A		0.3		0.3	7.4	窒素ガス	101	1150	1800	窒素ガス	101	760	1800
15	B		0.3		0.3	7.4	水素ガス:75% 窒素ガス:25%	25	1050	1800	水素ガス:75% 窒素ガス:25%	25	640	1800
16	B		0.3		0.3	7.4	水素ガス:20% 窒素ガス:80%	80	1050	1800	水素ガス:20% 窒素ガス:80%	80	50	1800
17	A		0.3		0.3	7.4	水素ガス	<10 ⁻³	1150	1800	—	—	—	—

*) 鉄基金属粉と黒鉛粉の合計量100質量部に対する

**) A粉 C:0.006mass%-Mn:0.08mass%-O:0.15mass%-N:0.0020mass%-残部Fe

B粉(部分合金化鋼粉) C:0.006mass%-Mn:0.08mass%-O:0.11mass%-N:0.0023mass%-Mo:0.58mass%-残部Fe

***) “—”は実施せず

表 4

No.	成形用素材						
	組成 (mass%)					密度 (Mg/m ³)	硬さ HRB
	O	N	全C	固溶C	遊離黒鉛		
1	0.10	0.0020	0.27	0.14	0.13	7.40	29
2	0.08	0.0020	0.26	0.24	0.02	7.40	30
3	0.08	0.0006	0.25	0.23	0.02	7.24	26
4	0.08	0.0018	0.24	0.22	0.02	7.40	30
5	0.08	0.0180	0.24	0.23	0.01	7.40	47
6	0.06	0.0175	0.22	0.21	0.01	7.40	45
7	0.07	0.0006	0.53	0.52	0.01	7.40	48
8	0.08	0.0007	0.25	0.24	0.01	7.10	28
9	0.07	0.0007	0.24	0.23	0.01	7.40	42
10	0.08	0.0120	0.24	0.23	0.01	7.40	43
11	0.08	0.0044	0.24	0.23	0.01	7.40	32
12	0.07	0.0093	0.23	0.22	0.01	7.31	34
13	0.08	0.0110	0.24	0.23	0.01	7.40	39
14	0.08	0.0170	0.24	0.23	0.01	7.40	41
15	0.07	0.0020	0.24	0.23	0.01	7.40	41
16	0.07	0.0085	0.24	0.23	0.01	7.28	43
17	0.07	0.0008	0.23	0.22	0.01	7.40	31

表 5

No.	組成系 種類	ラム速度 (m/s)	衝撃 回数	成形体		焼結体	熱処理後焼結体		備考
				密度 (Mg/m ³)	平均空孔 長さ (μm)	密度 (Mg/m ³)	密度 (Mg/m ³)	硬さ HRC	
1	純鉄	5.0	5	7.72	35	7.74	7.74	30	比較例
2		7.0	2	7.82	<10	7.81	7.81	33	発明例
3		11.0	3	7.81	<10	7.81	7.81	32	発明例
4		5.0	2	7.81	<10	7.81	7.81	33	発明例
5		5.0	3	7.60	<10	7.60	7.60	33	比較例
6		5.0	5	7.69	<10	7.69	7.69	33	比較例
7		5.0	2	7.54	<10	7.54	7.54	39	比較例
8		5.0	3	7.60	53	7.60	7.60	31	比較例
9	合金	5.0	5	7.81	<10	7.81	7.81	60	発明例
10	純鉄	5.0	2	7.62	<10	7.62	7.62	32	比較例
11		5.0	3	7.82	<10	7.81	7.81	34	発明例
12		5.0	5	7.81	<10	7.81	7.81	34	発明例
13		5.0	2	7.61	<10	7.61	7.61	33	比較例
14		5.0	5	7.62	<10	7.62	7.62	34	比較例
15	合金	5.0	5	7.82	<10	7.81	7.81	58	発明例
16		5.0	5	7.81	<10	7.81	7.80	60	発明例
17	純鉄	0.6	5	7.65	<10	7.63	7.63	29	比較例

表 5 に示したとおり、本発明に従い得られた成形体は、いずれも 7.8Mg/m^3 以上という高い密度を有していた。そして、この高密度は、その後に焼結さらには熱処理を施して焼結体とした場合でも低下しなかった。また、本発明に従い得られた焼結体では、細長い空孔が少なく、空孔の平均長さは $10\mu\text{m}$ 未満であった。さらに、熱処理後の焼結体は HRC32 以上の高い硬さを示した。特に、Mo を含有する発明例 (No. 15, No. 16) は、熱処理後の硬さが HRC58 以上とさらに高い値を示した。

なお、予備焼結後に本発明の範囲内の温度で焼鈍を行った成形用素材 (No. 11, No. 12, No. 15, No. 16) は、予備焼結時の雰囲気中の窒素分圧が 30kPa 以上 95kPa 以下であっても、窒素含有量が $0.010\text{mass}\%$ 以下となっている。

これに対し、予備焼結温度が本発明の適正範囲を低く外れた成形用素材 (No. 1) は遊離黒鉛量が $0.13\text{mass}\%$ と高く、鍛造方向に長く伸びた空孔が多数観察され、平均空孔長さも $35\mu\text{m}$ であった。

N 含有量が本発明の適正範囲を高く外れた成形用素材 (No. 5, No. 6) はそれぞれ、成形体の密度が低目である。

C 含有量が本発明の範囲を高く外れた成形用素材 (No. 7) も、成形体の密度が低い。

成形用素材の密度が 7.3Mg/m^3 未満と低い場合 (No. 8) は、成形体の密度も低めであり、また焼結体の平均空孔長さも $53\mu\text{m}$ と長くなっている。

予備焼結後の焼鈍温度が本発明の適正範囲を外れた比較例 (No. 10, No. 13) では、予備焼結時の雰囲気中の窒素分圧が 95kPa 以下でも、窒素含有量が $0.010\text{mass}\%$ を超えており、成形体の密度が低い。

予備焼結時の雰囲気中の窒素分圧が 95kPa を超えた場合 (No. 14) には、予備焼結後に焼鈍を行っても、窒素含有量が $0.010\text{mass}\%$ を超え、成形体の密度が低い。

高速成形が本発明の適正範囲に満たなかった場合 (No. 17) には、成形体の密度が低い。

(実施例 4)

実施例 1 の No. 5 および 21 の成形用素材 (表 1 および 2 参照) を用い、成形エネルギー密度を表 6 および 7 に示すように変化させた他は実施例 1 と同じ条件で成形体、焼結体および熱処理後の焼結体を得た。調査も実施例 1 と同様行った。ただし、ラム運動距離 7 は最大 90mm とした。

No. 5 における結果を表 6 に、No. 6 における結果を表 7 に、それぞれ示す。純鉄系組成 (No. 5) では成形エネルギー密度 1.4 MJ/m^2 以上で、成形体の密度として 7.70 Mg/m^3 以上を得られるが、成形エネルギー密度 2.2 MJ/m^2 以上の領域では高密度化の効果が飽和する。また合金系組成 (No. 6) では 1.8 MJ/m^2 以上で 7.65 Mg/m^3 以上の密度が成形体で得られが、 3 MJ/m^2 以上の領域では高密度化の効果が飽和する。

表 6

成形エネルギー 密度 (MJ/m^2)	成形体		焼結体	熱処理後 焼結体		備考
	密度 (Mg/m^3)	平均空孔長さ (μm)	密度 (Mg/m^3)	密度 (Mg/m^3)	硬さ HRC	
1.3	7.65	<10	7.63	7.63	26	比較例
1.4	7.70	<10	7.70	7.70	30	発明例
1.5	7.72	<10	7.72	7.72	31	発明例
1.6	7.73	<10	7.73	7.73	32	発明例
1.8	7.75	<10	7.75	7.75	33	発明例
2.2	7.79	<10	7.79	7.79	34	発明例
2.4	7.81	<10	7.81	7.82	35	発明例
2.6	7.81	<10	7.82	7.82	35	発明例

表 7

成形エネルギー 密度 (MJ/ m ²)	成形体		焼結体	熱処理後 焼結体		備考
	密度 (Mg/ m ³)	平均空孔長さ (μ m)	密度 (Mg/m ³)	密度 (Mg/m ³)	硬さ HRC	
1.7	7.60	<10	7.61	7.61	56	比較例
1.8	7.65	<10	7.65	7.65	57	発明例
2.0	7.70	<10	7.71	7.71	58	発明例
2.2	7.74	<10	7.75	7.75	59	発明例
2.4	7.76	<10	7.77	7.77	60	発明例
2.6	7.77	<10	7.77	7.77	60	発明例
2.8	7.77	<10	7.77	7.77	60	発明例
3.0	7.78	<10	7.78	7.78	61	発明例
3.3	7.78	<10	7.78	7.78	61	発明例

産業上の利用の可能性

本発明によれば、粉体の高速成形法では不可能な複雑な形状の高密度鉄基成形体を、より低い成形エネルギーでより安定に、かつ焼結冷間鍛造法よりも生産性良く製造することができる。

この高密度鉄基成形体に必要に応じ再焼結および／または熱処理を施すことにより、高強度で高密度の鉄基焼結体を得ることができる。

請求の範囲

1. 鉄基金属粉と黒鉛粉、あるいはさらに潤滑剤を混合して鉄基混合粉を得るステップと

前記鉄基混合粉を、予備成形し、その後1000℃超1300℃以下の温度で予備焼結して、C:0.10～0.50mass%、O:0.3mass%以下およびN:0.010mass%以下を含み、密度が $7.2\text{Mg}/\text{m}^3$ 以上の鉄基粉末成形用素材を得るステップと、

前記鉄基粉末成形用素材に少なくとも1回の高速成形を施すステップとを有する、

高密度鉄基成形体の製造方法。

2. 前記高速成形が、成形エネルギー密度が $1.8\text{MJ}/\text{m}^2$ 以上の高速成形である、請求項1に記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

3. 前記鉄基粉末成形用素材の残部組成が実質的に鉄であり、前記高速成形が、成形エネルギー密度が $1.4\text{MJ}/\text{m}^2$ 以上、 $2.2\text{MJ}/\text{m}^2$ 以下の高速成形である、請求項1に記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

4. 前記鉄基粉末成形用素材がさらに合金成分を含み、前記高速成形が、成形エネルギー密度が $1.8\text{MJ}/\text{m}^2$ 以上、 $3\text{MJ}/\text{m}^2$ 以下の高速成形である、請求項1に記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

5. 前記鉄基粉末成形用素材が、合金成分としてさらに、Mn:1.2mass%以下、Mo:2.3mass%以下、Cr:3.0mass%以下、Ni:5.0mass%以下、Cu:2.0mass%以下およびV:1.4mass%以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする請求項1、2および4のいずれかに記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

6. 前記鉄基粉末成形用素材が、合金成分としてさらに、Mn:1.2mass%以下、Mo:2.3mass%以下、Cr:1.0mass%以下、Ni:5.0mass%以下、Cu:

2.0mass%以下およびV:1.4mass%以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする請求項1、2および4のいずれかに記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

7. 前記鉄基粉末成形用素材が、合金成分としてさらに、Mn:1.2mass%以下、Mo:2.3mass%以下、Ni:5.0mass%以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる組成になることを特徴とする請求項1、2および4のいずれかに記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

8. 前記高速成形が、ラム速度:2m/s以上の高速成形である、請求項1に記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

9. 前記予備焼結を、窒素分圧が30kPa以下の非酸化性雰囲気中に行う、請求項1～4のいずれかに記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

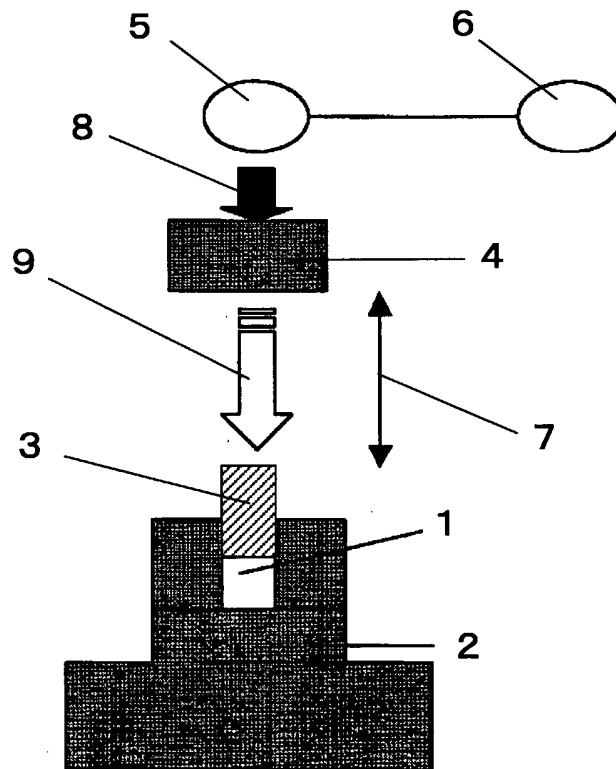
10. 前記予備焼結を、窒素分圧が95kPa以下の非酸化性雰囲気中に行い、かつ、該予備焼結の後、400～800℃の温度で焼鈍して、前記の密度が7.2Mg/m³以上の鉄基粉末成形用素材を得る、

請求項1～4のいずれかに記載の高密度鉄基成形体の製造方法。

11. 請求項1～4のいずれかの方法で得られた高密度鉄基成形体に、再焼結および／または熱処理を施すことを特徴とする、高密度鉄基焼結体の製造方法。

1/1

図 1



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/022041

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

B22F3/16 (2006.01), **B22F3/02** (2006.01), **B22F3/24** (2006.01), **C22C38/00** (2006.01)

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

B22F3/02, B22F3/16, B22F3/24, C22C38/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2006
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2006	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2006

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2004-504184 A (CK MANAGEMENT AB UB), 12 February, 2004 (12.02.04), Claims & US 2004-0164442 A & EP 1377401 A1 & WO 02-007917 A & SE 000002770 A & AU 007287801 A & NO 020030387 A & CA 002417094 A & TW 000509603 B & BR 000112743 A & CN 001455820 A & NZ 000524335 A & PL 000365320 A	1-11
A	JP 46-002654 A (Boruto Asoshetsu Inc.), 20 October, 1971 (20.10.71), Claims (Family: none)	1-11

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
27 February, 2006 (27.02.06)

Date of mailing of the international search report
14 March, 2006 (14.03.06)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/022041

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 61-052347 A (Riken Corp.), 15 March, 1986 (15.03.86), Claims (Family: none)	1-11

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. B22F3/16 (2006.01), B22F3/02 (2006.01), B22F3/24 (2006.01), C22C38/00 (2006.01)

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. B22F 3/02, B22F 3/16, B22F 3/24, C22C 38/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2006年
日本国実用新案登録公報	1996-2006年
日本国登録実用新案公報	1994-2006年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2004-504184 A (セーコー マネージメント アクティブボラ グ ユーバー) 2004.02.12, 特許請求の範囲 & US 2004-0164442 A & EP 1377401 A1 & WO 02-007917 A & SE 000002770 A & AU 007287801 A & NO 020030387 A & CA 002417094 A & TW 000509603 B & BR 000112743 A & CN 001455820 A & NZ 000524335 A & PL 000365320 A	1-11

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

27.02.2006

国際調査報告の発送日

14.03.2006

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

米田 健志

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4 K

8924

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 46-002654 A (ボルト アソシエーツ インコーポレーテッド) 1971. 10. 20, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1 - 1 1
A	JP 61-052347 A (株式会社リケン) 1986. 03. 15, 特許請求の範囲 (フ ァミリーなし)	1 - 1 1