

プレス鍛造品の多品種少量生産を実現するための低コスト分割金型の開発

Development of a Low-cost Split Mold to Manufacture a Wide Variety of Pressed Casts in Small Quantities

分割金型に適用する Fe-C 合金の粉末法による作製

Fabrication of a Fe-C Alloy Applied to the Split Mold by a Powder Method

玉井博康、塚根 亮*

Hiroyasu Tamai and Ryo Tsukane*

機械素材研究所、機械素材研究所 無機材料科*

多品種少量生産に適したプレス鍛造用分割金型に適用する素材の製造プロセスを検討した。純鉄粉とグラファイト粉を出発原料とし、ボールミリングにより複合粉末を作製し、熱間等方加圧により焼結を行った。焼結体の硬さはミリング時間に影響される。最高硬さ 900HV のセメンタイトを主とする微細組織の焼結体を得ることができた。

We examined the manufacturing process of materials to be applied to a split mold for pressed casts suitable for manufacturing a wide variety of products in small quantities. Pure iron powder and graphite powder were used as starting materials, and the composite powder was prepared by ball milling and sintered by hot isostatic pressing. The hardness of the sintered body was affected by the milling time. The sintered body with microstructure could be obtained, and was mainly composed of cementite with the highest hardness of 900 HV.

1. はじめに

プレス鍛造加工に不可欠なのが「金型」である。金型に要するコストと金型寿命は、製品コストと品質に大きく影響を与える。従来金型は鋼材から削りだし、複数工程を経て完成させるため、材料ロスが多く完成までに時間を要していた。また、加工条件の過酷化や被加工品の複雑形状化に伴い、摩耗や欠け割れ等の金型破損が多発するため、製造現場では金型対策が重要な課題となっている¹⁾。

このような課題解決を図る手段の一つとして「分割金型」を提案する。分割構造の型設計を行うことで、負荷応力の軽減と特定部位の強化を図り、金型寿命を改善するものである。本提案は、塑性加工シミュレーション技術が進歩し、被加工品の形状や材質にあわせて金型損傷箇所を高精度で予測できることが、その背景としてある²⁾。これまで、アルミニウム合金の冷間鍛造に分割金型を適用し、応力集中緩和による金型寿命向上を確認している。

分割金型の利点として、寿命等により破損を生じても、損傷部位のパーツ交換に留まるため、金型全体を作製しなおす必要はない。特に近年、デザインニーズの多様化を背景に、複雑形状品や多品種少量品にプレス鍛造加工を要望されるケースが増えている。これは、塑性加工特有の材質強化が期待できるためである。分割金型を用いれば、形状を付与するパーツ（例えば、パンチ先端部等）の交換に留まるため、多品種生産への対応が容易となる。

一方、分割金型の素材について考えると、従来使用されてきた高価な WC-Co 系超鋼合金やハイス鋼を全体に適用する必然性は少ない。しかも、W や Co は稀少金属のため将来的な供給が不安視されることもあり、リサイクル性に優れた単純組成の鉄鋼材料が望ましいと考えられる。

本研究は、多品種少量生産のプレス鍛造用分割金型に適用するための素材とその製造プロセスについて、複雑形状品の生産に利用される粉末冶金法によ

り焼結炭素鋼の作製を試みた。異種粉末のボールミリングによって機械的エネルギーを強制付与し、固相状態で合金化するメカニカルアロイング (MA : Mechanical Alloying) 法は古くから知られているが³⁾、アモルファス・ナノ金属材料の生成プロセスとして、近年再び注目を集めている⁴⁾。また、メカニカルアロイングー放電プラズマ焼結により、高硬度のセメントタイト (Fe_3C) バルク材が作製され、その応用が検討されている⁵⁾。

本報では、純鉄粉とグラファイト粉を出発原料としボールミリングにより複合粉末を作製し、熱間等方加圧 (HIP : Hot Isostatic Pressing) によるセメントタイト焼結体の作製について報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材料

原料粉末は、純鉄粉 (高純度化学研究所製、純度 99.9%以上、粒径 3~5 μm) とグラファイト粉 (高純度化学研究所製、粒径 10 μm under) である。それら粉末の拡大像を図 1 に示す。粉末形状はそれぞれ球状、不規則形状である。

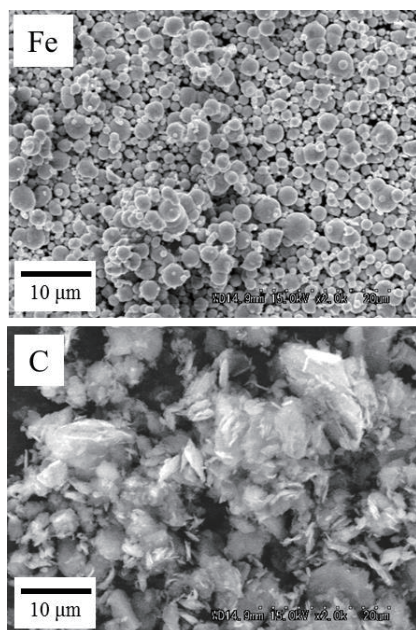


図 1 出発原料の拡大像

2.2 ボールミリング処理

遊星型ボールミル (フリッチュ製、P-6) を使用し、

鉄粉とグラファイト粉の混合粉末のミリング処理を行った。組成がそれぞれ Fe-C 0.7wt%、Fe-C 2.3wt%、Fe-C 6.7wt% となるように調整した混合粉末 10g を内容積 500mL のステンレス製ポットに $\phi 5\text{mm}$ のステンレス製鋼球 160g とともに投入し、公転数 400 rpm、自転:公転比=-1.18:1、窒素雰囲気中で最長 120hr のミリング処理を行った。

2.3 焼結体の作製

ミリング処理粉末を、内径 $\phi 20\text{mm}$ の円筒金型に充填し、一軸加圧成形により圧粉体を作製した。成形圧力を 1600MPa とし、圧粉体の高さが 3mm となるように投入する粉末量を調整した。焼結体の作製に熱間等方加圧装置 (HIP : 神戸製鋼所製、Dr HIP) を使用した。圧粉体を軟鋼カプセルに真空脱気封入し、昇温速度 15 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 、焼結温度 950 $^{\circ}\text{C}$ 、保持時間 1hr の条件で HIP 処理を行った。室温まで炉冷した後、処理品を取り出した。

2.4 評価

ミリング処理粉末と焼結体の相同定に X 線回折装置 (リガク製、Ultima IV、Cu-K α 、40 kV、40 mA) を使用した。ミリング処理粉末の熱分析に示差走査熱量計 (エスアイアイ・ナノテクノロジー製、DSC6300) を使用した。焼結体の組織観察は金属顕微鏡 (オリンパス製、BHC-311-M) を使用した。エメリー研磨紙による湿式研磨と Al_2O_3 懸濁液によるバフ研磨後、3%ナイトール溶液でエッチングした試料を観察した。走査型電子顕微鏡 (SEM : 日立ハイテクノロジー製、S-3500) による拡大観察、SEM に付随するエネルギー分散型 X 線分析装置 (EDX : 堀場製作所製、EDX7490-H) による元素分析を行った。焼結体の硬さ測定はビッカース硬度計 (ミットヨ製、HM-220D) を使用した。試験荷重 2.94N、試験数 N=5 とした。

3. 結果および考察

3.1 ボールミリング処理粉末の特性

図2は、Fe-C 6.7wt% (Fe₇₅C₂₅) 混合粉末を 24hr ミリング処理した試料の SEM 像と元素マッピングを示す。サブミクロンの微粒子が凝集した数 μm サイズの2次粒子が形成され、Fe と C の一様な分布が認められた。

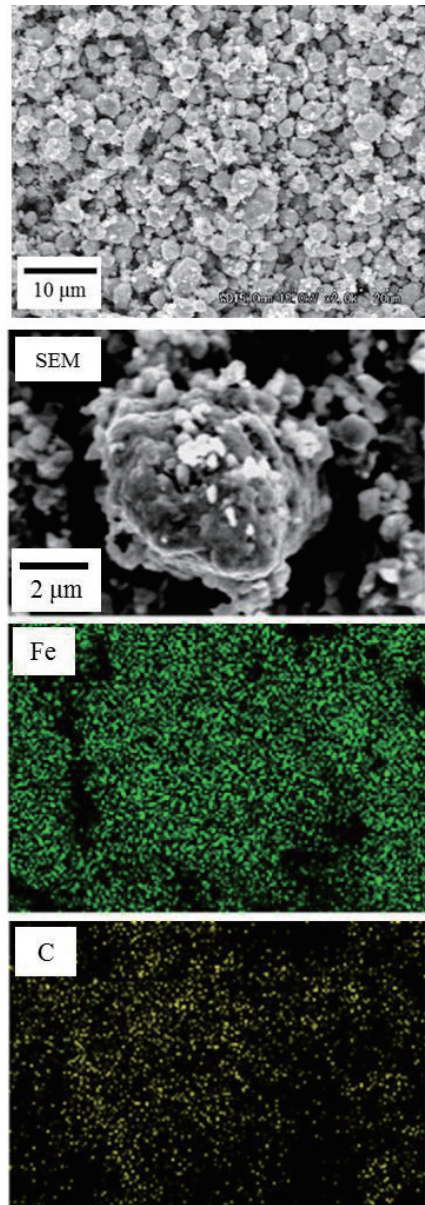


図2 24hr 処理粉末の SEM 像と EDX マッピング

図3は、Fe-C 6.7wt% 処理粉末の X 線回折プロファイルを示す。ミリング処理前の混合粉末(a)では、グラファイトとフェライト (α-Fe) の回折ピークが認められるが、24hr ミリング処理(b)で、グラファイトの回折ピークが消失し、フェライトの回折ピークのみが認められた。同様の傾向が 120hr ミリング処

理(c)に認められるが、フェライトの回折ピークは(b)に比べて、若干ブロードとなり 2θ ピーク位置が低角度側にシフトしていた。

ミリング処理では、粉末とボール、容器内壁間で衝突—圧接—破碎が繰り返され微粒子化が進行する。原料のグラファイト粉末は 24hr 以下のミリング処理で原子レベルの無定形炭素となる。フェライト回折ピークの低角度側へのシフトは結晶格子の拡大を意味することから、鉄粉の微細粉碎によって炭素が取り込まれ、フェライト中に炭素が固溶したものと考えられる⁹⁾。

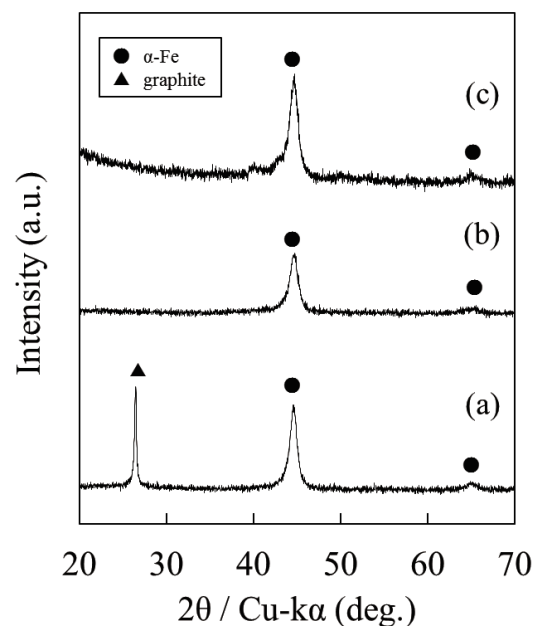


図3 Fe-C 6.7wt% 処理粉末の X 線回折プロファイル

(a) 処理前、(b) 24hr、(c) 120hr

図4は、Fe-C 6.7wt%、120hr 処理粉末の DSC 曲線を示す。730°C付近と 1150°C付近にシャープな吸熱ピークが認められた。Fe-C 二元平衡状態図より⁷⁾、前者はフェライト—オーステナイト A₁ 変態(728°C)、後者はオーステナイトの融解(1148°C)に伴う吸熱反応を示している。田中等⁸⁾による、Fe-C 3.3wt%のミリング処理粉末の DSC 分析では、127°Cから 227°Cにかけてミリングにより導入されたひずみの緩和とフェライト固溶体から炭素の分離に伴う発熱反応、300°C付近で分離した炭素のセメントイト生成に伴う急峻な発熱反応が報告されている。本図では、300°C付近に明瞭な発熱ピークは認められないもの

の、120hr ミリング処理によって部分的にセメンタイトが生成され、また X 線回折結果から微結晶として存在するものと考えられる。

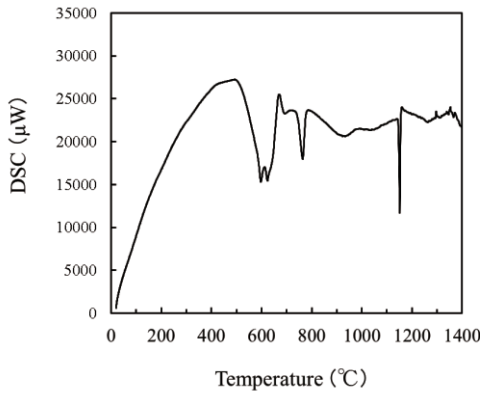


図4 Fe-C 6.7wt% 120hr 処理粉末の DSC 曲線

3.2 焼結体の組織と特性

図5は、Fe-C 6.7wt% の(a)1hr、(b)120hr の処理粉末の圧粉体を、950°C、1hr でカプセル HIP 処理を施した焼結体の金属組織を示す。焼結体は緻密化しており、アルキメデス法による密度測定の結果、相対密度は 0.98~0.99 であった。ミリング処理粉末の大きさを反映し、微細組織を呈していた。

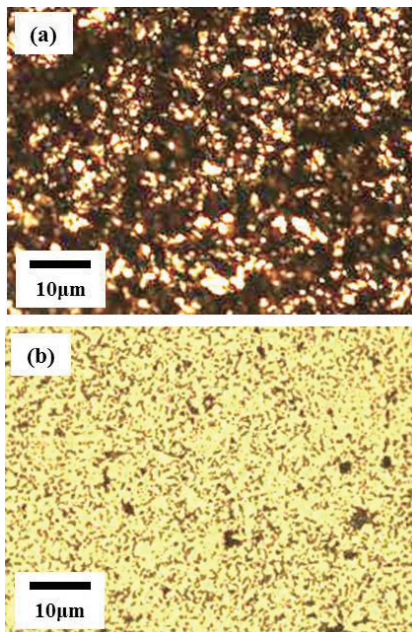


図5 Fe-C 6.7wt% 処理粉末の HIP 焼結体の金属組織
(a) 1hr、(b) 120hr

図6は、Fe-C 6.7wt%の処理粉末と焼結体の X 線回折プロファイルを示す。1hr 処理粉末(a)のフェラ

イト回折ピークは、HIP 処理(b)によってシャープになり、セメンタイトの回折ピークが認められた。一方、120hr 処理粉末(c)のフェライトの回折ピークは、HIP 処理(d)によりほぼ消失しており、セメンタイトの回折ピークが観察された。

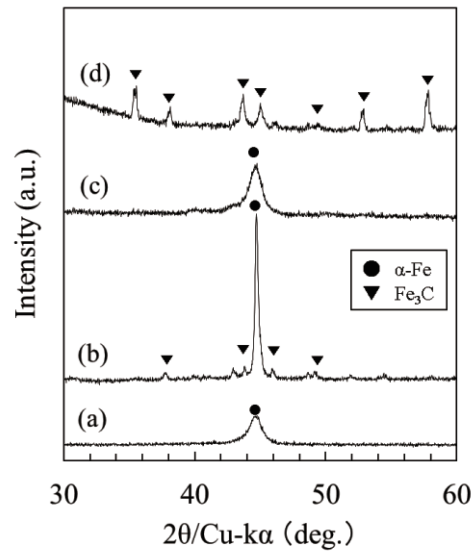


図6 Fe-C 6.7wt% 処理粉末と焼結体の X 線回折プロファイル
(a) 1hr 処理粉末、(b) 1hr 焼結体
(c) 120hr 処理粉末、(d) 120hr 焼結体

室温から 950°Cに至る昇温過程において、フェライト固溶体から炭素の分離が進行し、300°C付近からセメンタイトの生成が始まる。A₁ 変態点 (728°C) で、残存するフェライトはオーステナイトに相変態し、その後、炭素はオーステナイトに取り込まれる。950°C、1hr 保持した後の炉中冷却で、オーステナイト固溶体はフェライト-パーライトに変態する。

よって、図5で観察された金属組織は、光沢部分がセメンタイトであり、黒灰色部分がフェライトおよびフェライト-セメンタイトからなるパーライトである。また、ミリング時間の経過とともに、粉末に蓄積されるひずみエネルギーは増大する。焼結過程で、蓄積されたひずみエネルギーは解放され、それを駆動力としてセメンタイトの生成が促進され、焼結体に占めるセメンタイト量の違いとして現れたものと考えられる。

図7は、炭素量とミリング時間の異なる焼結体の

SEM 像を示す。数 μm オーダーでの結晶粒の一様な分布が観察された。図 8 は、それら焼結体のビッカース硬さを示す。焼結体の硬さは、炭素量の増加に伴い増加した。特に、ミリング時間の影響は大きく、Fe-C 6.7wt% 1hr 処理 (c)の硬さが 150HV であったのに対し、Fe-C 6.7wt% 120hr 処理 (d)の硬さは 900HV であった。焼結体に占めるセメントライト量に応じて、硬さは増加したと考えられる。

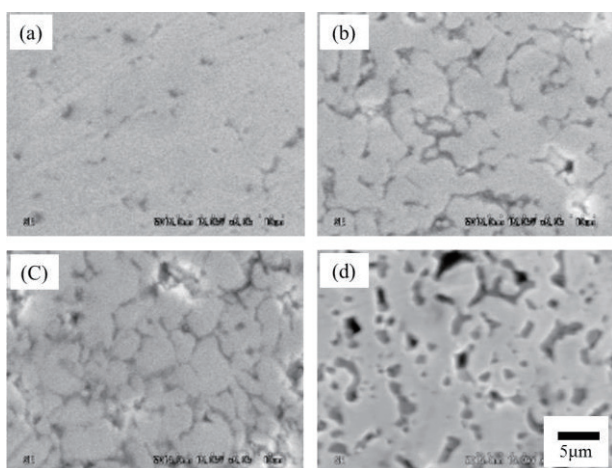


図 7 焼結体の SEM 像

(a) Fe-C 0.7wt% 1hr、(b) Fe-C 2.3wt% 1hr、
(c) Fe-C 6.7wt% 1hr、(d) Fe-C 6.7wt% 120hr

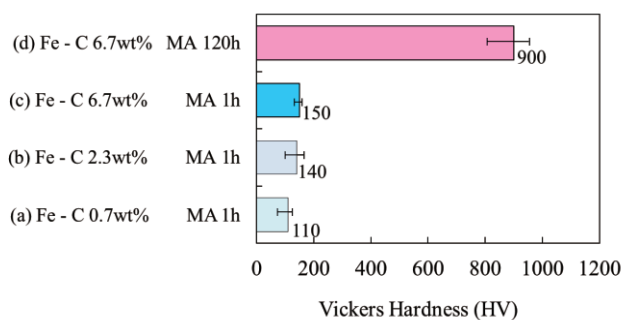


図 8 焼結体のビッカース硬さ

4. おわりに

今回検討した手法は、原料粉末のミリング処理とそれに続く HIP 処理のため、量産性の面で制約を受けるが、材料設計の自由度は高く、複雑形状への対応は容易である。本手法によって、硬度が高く微細組織を有する焼結体を得ることができた。今後必要とされる多品種少量生産に適した分割金型の製造プ

ロセスとして、その利用が期待される。

謝 辞

本研究は、公益財団法人 JKA から競輪等の収益の一部である自転車等機械工業振興事業の補助を受けた設備を利用して行った。

文 献

- 1) 辻井信博, Sanyo Technical Report, 17, p.65-71 (2000).
- 2) 金 秀英他, SOKEIZI, 53, p.27-32 (2012).
- 3) J.S.Benjamin, Metall. Trans., 1, p.2943 (1970).
- 4) 木村 博, ナノマテリアル工学大系第 2 巻, p.288-293 (2006).
- 5) 梅本 実他, 鉄と鋼, 88, p.117-128 (2002).
- 6) 田中武雄他, 粉体および粉末冶金, 37, p.660-664 (1990).
- 7) 例えば、日本金属学会編金属データブック, p.422-423 (1974).
- 8) 田中武雄他, 鋳物, 65, p.19-24 (1993).