研 究

室温および温間成形挙動に及ぼす粉末の潤滑と機械的特性の効果

上田 勝彦^{☆1}, 町田 輝史^{☆2}^{☆1}日立粉末冶金(株), 〒270-2295 松戸市稔台 520.^{☆2}玉川大学工学部, 〒194-8610 町田市玉川学園 6-1-1.

Effects of Powder Lubrication and Mechanical Properties on Room Temperature and Warm Compacting Behavior

Katsuhiko Ueda^{☆1} and Terufumi Machida^{☆2}^{☆1}Hitachi Powdered Metals Co., Ltd., 520 Minoridai, Matsudo 270-2295.^{☆2}Department of Mechanical Engineering, Tamagawa University, 6-1-1 Tamagawa Gakuen, Machida 194-8610.

Received October 22, 2004

SYNOPSIS

The effect of powder lubrication and mechanical properties on room temperature and warm compacting behavior has been investigated by examining various kinds of metal powders. Compacting process is modeled by analyzing the compacting behavior based on the punch load-stroke diagram.

It is understood that the model of the punch load-stroke diagram is composed of straight line (Stage I: powder flow), hyperbolic curve (Stage II: plastic deformation or fracture) and straight line (Stage III: bulk elastic strain). Larger or more spherical particles having lower friction allow lower pressure compacting in Stage I. In stage II, lower elastic modulus and yield point, higher ductility and n-value, and lower surface friction of particles are effective to allow lower pressure compacting.

It is confirmed that the method of die wall lubrication is better than powder lubrication to obtain higher density, though the latter method is suitable for green compacts with regular configuration under lower compacting pressure. Warm compaction enhancing good lubricating effect significantly affects decreasing compacting pressure through stage I and II. The compacting pressure is effectively reduced to get higher density only when powder particle indicates lower yield point and higher ductility.

KEY WORDS

Compacting behavior, Warm compaction, Lubrication, Mechanical property, n-value

1 緒 言

著者らは一連の高密度粉末成形の実験研究で, これまでに成形体密度に及ぼす金型内壁潤滑の効果および成形体の離型(拔出し)挙動を明らかにした^{1,2)}.

本報では, 室温成形と近年多用されている温間成形法³⁾を比較しつつ, 鉄系粉末を含む多様な粉末の成形実験を行った. 主にパンチ圧カーストローク線図を基に成形挙動を解析し成形過程をモデル化するとともに, 粉末の潤滑と機械的特性が密度形成に及ぼす影響を明らかにした.

2 実験方法

2.1 供試粉末

純鉄, 低合金鉄, ステンレス鋼2種(オーステナイト系, 18-8 ステンレス <SUS304> およびフェライト系, 18Cr ステンレス

<SUS430>), 非鉄金属2種(タングステン<W>および銅<Cu>)の計6種の粉末を実験に供した. 用いた粉末種とその主な特性をTable 1に掲げる. 引張試験値は, 同成分の溶製材で求めたものである.

純鉄(AHC 100.29)と部分拡散処理された低合金(Distaloy AE)は, 同ロットの原料粉からヘガネス社の温間成形専用粉末DENSIMIX³⁾(アミド系高融点ワックス, 0.6mass%)も準備した.

2.2 成形方法

万能試験機(容量100kN)に設置したダイスのキャビティに所定量充填した粉末(室温または130°C恒温加熱)を, パンチ速度 1.67×10^{-5} m/sで, 直径(ϕ)8.5 mm × 高さ(H_0)8.5 mmの円柱に成形した.

ダイスは, Fig.1に模式を示すように, バンドヒータで130°C

Table 1 Characteristics of testing metal powders.

Powder (Designation or chemical composition)	Fabrication method Maker (Brand name)	Particle shape	Mean particle size (μm) Particle distribution (%)	Apparent density (Mg/m^3)	Specific gravity	Yield point: σ_s (MPa)	Tensile strength: σ_B (MPa)	Work- hardening exponent: n
Iron* (Fe)	Water atomized Höganäs AB (AHC100.29)	Granular	Mean : 81	2.93	7.87	214	311	0.24
			150-212 : 9.3					
			106-150 : 19.3					
			75-106 : 20.1					
			45-75 : 25.1					
Low alloy iron* (Fe-4Ni- 1.5Cu-0.5Mo)	Partially alloyed Höganäs AB (DISTALLOY AE)	Granular	-45 : 26.2	2.96	8.05	—	—	—
			Mean : 77					
			150-212 : 6.9					
			106-150 : 17.3					
			75-106 : 21.4					
Austenite stainless steel (SUS304)	Water atomized Dido Steel Co.,Ltd (DAP304L)	Granular	45-75 : 27.6	2.59	7.93	308	599	0.46
			-45 : 26.8					
			Mean : 62					
			124-175 : 8.2					
			88-124 : 16.7					
Ferrite stainless steel (SUS430)	Water atomized Dido Steel Co.,Ltd (DAP430L)	Granular	75-88 : 12.2	2.63	7.75	333 ⁴⁾	490 ⁴⁾	0.22 ⁴⁾
			45-75 : 21.6					
			-45 : 41.3					
			Mean : 68					
			124-175 : 11.4					
Tungsten (W)	Chemical Reacted Korea Tungsten Taegu Tec Ltd. (W-P/9302)	polygonal	88-124 : 18.6	6.45	19.6	—	—	—
			75-88 : 12.6					
			45-75 : 22.2					
			-45 : 35.2					
			Mean : 57					
Copper (Cu)	Electrolyzed Fukuda Metal Foiland Powder Co.,LTD (CE15)	Dendroidal	124-175 : 1.0	1.46	8.90	46	218	0.47
			88-124 : 9.5					
			75-88 : 15.7					
			45-75 : 42.8					
			-45 : 31.0					
			Mean : 33					
			75-150 : 2.0					
			63-75 : 8.5					
			45-63 : 16.5					
			-45 : 73.0					

* Pre-lubricated and non lubricated

に恒温加熱し温間成形できる構造になっている。温度はダイ
インサート近傍を熱電対で測定し制御した。金型内壁潤滑は
二硫化モリブデンの分散溶液(Dow Corning: MOLYKOT 321R)
を塗布した。ただし、潤滑剤含有鉄系粉末の場合には無潤滑
とした。

2.3 測定方法

粉末の成形挙動に影響すると考えられる機械的性質を推定
するために、一部の材料をインストロン型引張試験機を用い
て、室温から180°C、クロスヘッド速度 $1.67 \times 10^{-5} \text{ m/s}$ で応力-
ひずみ線図を得た。加工硬化係数(n値)は次式⁹⁾より求めた。

$$n = \ln(1 + \lambda_0) \quad (1)$$

ここで、 λ_0 は一様のびである。引張試験片(JIS G 0567)は、

純鉄(950°C 1h 焼鈍 $\phi 16 \text{ mm}$ 線材), 18-8ステンレス(1080°C
1h 焼鈍 $\phi 16 \text{ mm}$ 線材)ならびに銅(550°C 1h 焼鈍 $\phi 16 \text{ mm}$ 線
材)から製作した。その他の粉末のものは、参考値として文
献(溶製材)から借用した。

成形の過程を追跡するためにパンチ荷重-ストローク線図
を描いた。

成形過程における密度変化を、JPMA(P-09)にのっとり測定
した。その試験は、キャビティ $\phi 11.3 \text{ mm}$ の円筒ダイスを用
いて、圧力200~1600 MPa(荷重20~163 kN)の範囲で成形
した円柱試験片(最終高さH₀10.0 mm)を当該荷重で取り出し
た。また、圧力600 MPaで得た純鉄、18-8ならびに18Crステ
ンレス成形体の半径方向引張り破断面の粉末粒子状態をSEM
観察した(上パンチ側から3 mmの中心軸近傍)。

Fig.1 Schematic illustration of experimental apparatus for warm compaction.

3 実験結果

3.1 温度による材質変化

純鉄、18-8ステンレスおよび銅の引張降伏点(18-8ステンレスと銅は0.2%耐力)と試験温度の関係を Fig.2 に示す。図から、降伏点は18-8ステンレス、純鉄、銅の順に低いこと、それぞれの値は試験温度の上昇とともに徐々に低下することが分かる。ちなみに室温から130°Cまで温度上昇したことによる低下割合は、純鉄が16%、18-8ステンレスが15%そして銅が11%である。なお純鉄の加熱による降伏点低下は文献⁷⁾と同様である。

純鉄、18-8ステンレスおよび銅の加工効果係数(n 値)の温度依存性を Fig.3 に示す。図から、18-8ステンレスと銅では温度の上昇に伴い低下する傾向にあること、純鉄は、130°Cまではほぼ一定であるが、それ以上では増加傾向にあることが分かる。

3.2 各種金属のパンチ加圧力(p)—ストローク(s)曲線

6種の金属粉末を室温と温間(130°C)で最大荷重(P 90 kN, 圧力 p 1600 MPa)まで成形したときのパンチ加圧力(p)—ストローク(s)曲線を、Fig.4(a)-(f)に示す。

パンチ圧力は、荷重をダイス穴断面積で除した値である。パンチストローク(絶対変位)は、成形体高さが設定値 H_0 8.5 mm になったときで29.8 mmである。これは銅粉末(見掛け密度が実験範囲で最小の1.46 Mg/m³)を基準にしたものであり、他の粉末の場合はストローク中にパンチが粉末に触れる前の変位を含んでいる。それぞれの線図で2本の曲線を比較することにより、室温成形と温間130°C成形の相違を見ることが出来る。

図から、曲線は一般に、初期に直線的に緩やかに上昇し、中期にやや急激な曲線の上昇を経て、後期の最終段階で再び直線的に急上昇することが分かる。

純鉄では成形温度効果はほとんどないのに対し低合金鉄で

Fig.2 Temperature dependence of yield point.

Fig.3 Temperature dependence of n -value.

は成形中期で温間になると若干低圧側になること、ステンレス鋼では18-8ステンレスが成形中期の広い範囲で温間になると低圧側になるのに対し18Crステンレスではほとんど差異はないこと、タングステン成形中期から後期にわたり温間になると低圧側になること、ならびに銅は成形中期に温間になると低圧側になることなどが分かる。

3.3 鉄系潤滑粉末のパンチ加圧力(p)—ストローク(s)曲線

鉄系潤滑粉末のパンチ加圧力(p)—ストローク(s)曲線を

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

(f)

Fig.4 Punch load-stroke diagram of various metal powders (non powder lubricant).

Fig.5(a),(b)に示す。Fig.4(a),(b)との比較から、一般に粉末潤滑すると成形中期の曲線部で低圧側に動くこと、その傾向は純鉄よりも低合金鉄の方が、また温間成形の方が顕著になることが分かる。

3.4 圧力と成形体密度

純鉄粉の密度-圧力曲線図を Fig.6 に、低合金粉のそれを Fig.7 に示す。図から、成形体の密度はパンチ圧力が大きくなるにつれて指数関数的に上昇することが分かる。

成形温度の効果は、無潤滑純鉄ではほとんどないが、潤滑粉末は比較的低压で若干高めになる。無潤滑低合金鉄では全体的に僅か高めの値であるが、潤滑粉末は比較的低压の段階から密度が高くなりやすい。

しかし最終値は、無潤滑粉末成形の方が優ることが分かる。すなわち無潤滑粉末の場合、高成形圧力でなければ所望の密度に達し難いが最終的には高密度水準に達する。

4 考 察

4.1 成形温度効果について

粉末成形挙動の差異をさらに明確にするために、パンチ圧力(p)-ストローク(s)曲線の形状パラメータすなわち同一ストロークにおけるパンチ圧力を求めた。結果をTable 2に掲げる。表では、未完成成形体の高さ(H)を、成形の初期(第1段階)、中期(第2段階)および後期(第3段階)から初中期を特徴づける4水準、すなわち20, 24, 26, ならびに28mmでとっている。

それぞれの高さを、最終成形体の高さを基準にとつてその倍数(公称ひずみ, λ)で表現すれば、2.15(115%), 1.68(68%), 1.15(45%), ならびに1.21(21%)である。これは未完成の成形体形状を示すもので、いわば未成形度を表すことにもなる。例えば未成形度(公称ひずみ)2.0(100%)とは最終成形体の2倍の高さ、1.0(0%)とは基準成形体の最終成形高さの形状であることを意味する。

(a)

(b)

Fig.5 Punch load-stroke diagram of iron and low alloy iron (0.6 mass% premixed lubricant).

Fig.6 Effects of compacting pressure on green density of iron in room temperature compaction and warm compaction.

Fig.7 Effects of compacting pressure on green density of low alloy iron in room temperature compaction and warm compaction.

Table 2 Punch pressure (p) of various metal powders at the given compacting strokes.

Powder	Starting stroke of compression (mm)	Stage I		Stage II					
		H=18.3mm, s=20mm $\lambda = 2.15(115\%)$		H=14.3mm, s=24mm $\lambda = 1.68(68\%)$		H=12.3mm, s=26mm $\lambda = 1.45(45\%)$		H=10.3mm, s=28mm $\lambda = 1.21(21\%)$	
		RT	130°C	RT	130°C	RT	130°C	RT	130°C
Fe	16	40	40	150	150	300	280	650	650
Low alloy Fe	16	40	40	150	140	300	240	650	590
SUS304	15	40	40	200	180	380	340	800	720
SUS430	16	40	40	210	210	400	400	810	800
W	18	10	10	195	185	410	380	870	820
Cu	13	40	40	150	140	260	240	600	560

Table 3 Punch pressure (p) of iron and low alloy iron at the given compacting strokes.

Powder	Powder lubricant	Starting stroke of compression (mm)	Stage I		Stage II						Stage III	
			H=17.0mm, s=21.3mm $\lambda = 2.00(100\%)$		H=15.0mm, s=23.3mm $\lambda = 1.76(76\%)$		H=11.0mm, s=27.3mm $\lambda = 1.29(29\%)$		H=10.0mm, s=28.3mm $\lambda = 1.18(18\%)$		H=8.5mm, s=29.8mm $\lambda = 1.00(0\%)$	
			RT	130°C	RT	130°C	RT	130°C	RT	130°C	RT	130°C
Fe	Non	16	60	60	120	120	490	470	730	730	1600	1600
	Premix	18	20	20	60	50	360	310	620	530	1600	1600
Low Alloy Fe	Non	16	60	60	120	120	490	420	730	700	1600	1600
	Premix	18	20	20	60	50	360	280	620	510	1600	1600

表から、実験結果で述べたよりも一層詳細に、次のような粉末間の特徴と温間成形の意味が汲み取れる。

成形初期に線図で加圧力が認められる変位は、他の粉末に比べタングステンが大きく銅が小さい。これは、Table 1で掲げたように、他の粉末が粒状なのに対し、タングステン粉末が多角形のうえ小径粒が多く見かけ密度が大きいこと、銅粉末が樹枝状で小径粒が多く見かけ密度が小さいことに起因すると思われる。

成形中期で、純鉄と低合金鉄の室温成形の値はほぼ同じである。しかし、純鉄は温間成形による荷重軽減効果が認められない。これに対し、低合金鉄は最大およそ10%小さな値となり、温間成形による成形力軽減効果が認められる。

ステンレス鋼は、鉄系金属に比べて室温成形の値がかなり高い。温間成形による成形力軽減効果は、18-8ステンレスがかなり大きいのにに対し18Crステンレスではほとんど認められない。

タングstenは、成形中期から値が著しく増加し実験材料では最高になる。温間成形による成形力軽減効果は、最大およそ10%になる。この粉末は、成形が遅く始まるがその後急激に加圧力を必要とする特性をもつので、成形機械容量が不足する場合には温間成形の採用が有力な対策になる。

銅は、成形中期までは鉄系金属とほぼ同様の傾向を取るが、低合金よりも一層小さな水準の値をとり、温間成形による成形力軽減効果も低合金鉄と同様に認められる。

4.2 潤滑効果について

鉄系金属で、成形初期の未成形度(公称ひずみ)2.0(100%)、成形中期の未成形度1.76(76%)、1.29(29%)および1.18(18%)、成形後期の未成形度1.0(0%)で成形加圧力(p)を求めた。その結果をTable 3に掲げる。

前述のように、無潤滑の場合、純鉄では全期にわたりほとんど成形温度効果がなく、低合金鉄では成形中期に僅かに存在していることが分かる。これに対して粉末潤滑の場合、両材料ともに加圧開始変位が大きくなること、成形初中期の値が $\lambda 1.18$ でおよそ15%も減少すること、130°C温間成形ではその傾向が顕著になりおよそ30%ほど減少すること、などが明らかである。

すなわち、成形温度効果は、潤滑が適切である場合に一層明らかに現れると結論できる。成形荷重の低い方が一般に成形しやすいといえるので、潤滑剤の存在が密度に悪影響を及ぼさない範囲であれば、潤滑した粉末を温間で成形する方がよいことになる。

粉末潤滑の有無と密度の関係をより直接的に明らかにするために、純鉄と低合金鉄で成形加圧力に伴う密度差($\Delta\gamma$)の変化を、前述のFig.6とFig.7から読み取り計算した。その結果をFig.8に示す。密度差は、それぞれの圧力における無潤滑粉末の成形密度(γ_0)と潤滑粉末のそれ(γ_{lub})の差である。すなわち、

$$\Delta\gamma = \gamma_0 - \gamma_{lub} \quad (2)$$

Fig. 8 Changes in green density difference $\Delta\gamma$ between no lubrication and premixed lubrication in compacting of iron and low alloy iron.

図から、成形温度に関わらず、成形圧力が高くなるにつれて単調に密度差($\Delta\gamma$)が大きくなること、また両粉末とも全く同様の挙動をすることが分かる。換言すれば、粉末潤滑剤の存在は成形密度を絶対的に低下させること、また室温成形に比べ130℃成形の曲線が低水準にあるところから、後者の方が幾分その効果が軽減されることが明らかである。

前述のように、温間成形は、加圧力低減にはかなり効果がある。これは主に、適度に添加された潤滑剤が加熱により軟化し、成形圧力下の粉末の流動性を増し、早期に空隙を減少し充填すること、ならびに粒子間に介在し摩擦を軽減することで成形荷重を効果的に粒子間で伝達するからと考えられる。

しかし高密度化には、少なくとも潤滑粉末を用いるかぎりむしろ不利になること、成形粉末の粒径(表面積)によって添加量を調整し最適化が必要があること、内壁潤滑法を用いる方がよいことが分かる。この結論は、アミド系ワックスに代えて高温に耐える物性を持つステアリン酸リチウム⁹⁾等を用いたとしても変わらないものと思われる。

4.3 成形過程モデルと粉末の特性の関係

粉末成形過程を表すパンチ加圧力-ストローク曲線を、Fig. 9のように仮定してみた。すなわち曲線の全体形状を、初期(第1段階)には低勾配の直線、中期(第2段階)には下に凹の曲線、後期(第3段階)に垂直線になるとする。もとより、粒子の集合体の挙動であるから、実際には境界は明確なものにはならない。

ここで、パンチ圧力増分率 δp 対ストローク増分 Δs の比 R は、粉末の変形難易度を表すと考えられ、値の小さい粉末が変形を開始した後に荷重増分が少なく圧密化しやすい材料といえる。

$$R = \delta p / \Delta s \quad (3)$$

- d : Particle size
- μ : Friction between particles
- T : Compacting temperature
- E : Elastic modulus
- σ_B : Yield point
- σ_s : Tensile strength
- n : Work-hardening exponent

Fig. 9 Model of punch load-stroke curve in compacting process.

ここで、 $\delta p = \Delta p / p$ であり、 Δp は当該ストローク間における圧力増分である。

a) 成形初期 (第1段階)

粉末がパンチ力を受けて相対的すべり流動によって粒子間隙を減じ体積減少(縮寸)する粒子の再配置段階である。全粒子が変形/破壊を伴わずに弾性変形の範囲で安定した位置を取るだけなので、狭義には、成形(粒子変形)はまだ行われてはいない。ここでは、粒子間静摩擦によって、パンチ力はパンチ変位(ストローク)に伴い直線的に漸増することになる。

圧力上昇 Δp または $\Delta p / \Delta s$ は、主に粒子間摩擦(潤滑特性)によって変化する。実験結果では明らかではなかったが、例えば粒子間潤滑ことに極圧添加剤付加潤滑で小さくなり、粒子形状が大きい場合に小さく、異形では大きくなるものと推定できる。

b) 成形中期 (第2段階)

粒子の相対的位置が定まった粉末が、粒子の変形または破壊によって粒子間隙を減じて体積減少(縮寸)する空隙充填・緻密化段階である。粒子は接触部分から全体にわたって均一に永久ひずみを受けるか、破碎されて相互接触面積を増す。ここでは狭義の成形が行われ、延性粒子の場合には主に圧縮応力により平面化と変形流入による粒子間隙充填が生じ、脆性粒子の場合には破砕片が粒子間隙を充たすことになる。

いま一粒子の挙動が粉末全粒子に共通なものとして、この条件を塑性力学的に考える。このとき空隙が存在することから粉末全体の変形に、単純なバルク圧縮のような体積不変の

仮定は成立しない。

荷重を P , その時点での荷重のかかる断面積を A , その時点での物体の長さを l , 変形量を dl とすれば, 真応力 σ と真ひずみ ε は次式で定義される。

$$\sigma = P/A, \varepsilon = dl/l \quad (4)$$

金属の引張真応力 σ と真ひずみ ε の近似式として, n 乗硬化則が塑性力学でよく用いられる⁹⁾。すなわち,

$$\sigma = c\varepsilon^n \quad (5)$$

ここで, c と n は材料固有の定数である。 c はことに材料強度 (引張強さ) と密接に関係し, n は加工硬化係数と呼ばれ, 引張強さまでの変形 (一様伸び率) と数学的に同じ意味を持つ⁹⁾。加工硬化係数 n が大きいものは破壊する前によく変形でき延性に富む材料である。なお同一引張強さであれば n 値が大きいものは降伏点が高い。一方, n 値が小さいものは早期に破壊を生じる延性に乏しい (脆性) 材料である。

低降伏点ほど小さな応力 (荷重) で塑性変形が始まり, 高降伏点ほど大きな応力 (荷重) で塑性変形が始まる。上記3種の材料では, Table 1 および Fig.2 に示したように, 18-8 ステンレス, 純鉄, 銅の順に降伏点が高い。また Table 1 で挙げたように, 3種の材料では, 18-8 ステンレス, 純鉄, 銅の順に引張強さすなわち c 値が高い。また, Fig.3 で室温から 130°C で銅, 18-8 ステンレス, 純鉄の順に n 値は低くなる。低強度低 c 値材料ほど小さな応力 (荷重) で破壊しやすい。

球状粒子からなる粉体の緻密化 (密度上昇) 機構を, 2つの典型的成形挙動で模式的に表すと Fig.10 のようになると考えられる⁹⁾。すなわち, 延性に富む低降伏点粒子は大きく変形することで空隙を充たす。一方, 硬脆性粒子は速やかに破壊して破片が空隙を充たす。

Table 2 のデータに基づいて, $s = 24-28$ の範囲で, 変形難易度 $R = \delta p / \Delta s$ を計算した。その結果を Table 4 に示す。

表から, 純鉄, 低合金鉄, タングステンなどが 0.83-0.85 の値をとること, 値は成形温度に影響されないことが分かる。これらは体心立方構造を持つ金属で一般に n 値が低いといわ

れている。一方, 18-8 ステンレスと銅の値は, 0.75 である。これらの金属は, 面心構造を持つ金属で一般に n 値が大きい。すなわち n 値の大きい方が変形しやすいので圧力増分率が小さい。

なお, 一般に n 値が小さいとされるフェライト系ステンレス (18Cr ステンレス) がさらに小さな値をとり, この原則に外れている。詳細は今後の検討課題であるが, c 値が大きく延性に乏しい材料なので簡単に破壊することと関係していると思われる。

このような粒子の変形モデルは, 実際の粉末粒子の変形からも窺い知ることができた。純鉄とステンレス鋼2種の成形体断面の粒子状態を Fig.11 に示す。

図で, 純鉄は大変形粒が比較的少なくほぼ一般的な粒状である, 18-8 ステンレスでは大きく変形した粒が多く形状も様々である。18Cr ステンレスでは破碎されたと思われる小粒子が数多い, などが観察される。また, 130°C 成形では, 純鉄と 18Cr ステンレスでは僅かな粒子変形に対し, 18-8 ステンレスでは 130°C でさらに粒子の変形が大きくなり, 粒子間隙が埋められていることが分かる。

密度に及ぼす粉末特性の効果をまとめると, 空隙が少なくなるので粒径の小さい方が優る, 降伏応力または破壊応力が

Table 4 Compacting severity parameter R of various powders ($R = \delta p / \Delta s$, $s = 24-28$).

Powder	Compacting temperature	
	RT	130°C
Fe	0.83	0.83
Low alloy Fe	0.83	0.80
SUS304	0.75	0.75
SUS430	0.72	0.70
W	0.85	0.85
Cu	0.75	0.75

Powder properties	Particle	Deformation by lower pressure	Deformation or fracture by larger pressure	Main factor of densification
Ductile, Lower yield point, Higher n				Plastic deformation
Brittle, Higher yield point, Lower n				Fracture

Fig.10 Illustration of typical densification mechanisms in compacting of ductile particle and brittle one.

Fig.11 Observation of longitudinal radially-tensile-fractured surface of green compacts by scanning electron microscope (compacting pressure: 600MPa).

小さい方がよい。n値は大きい方がよいといえる。Table 4では明らかではなかったが、加熱による降伏点低下が期待できるとすれば、弾性変形から塑性変形への移行を容易にし粒子変形を生じやすくするので、高密度を達成しやすいと思われる。

粉末潤滑効果を見たTable 3で、変形難易度 R ($s=23.3-28.3$)を同様に計算した。その結果をTable 5に掲げる。表から両材料とも、値は潤滑粉末で著しく大きな値になること、また成形温度効果はほとんど見られないことが分かる。すなわち、粉末潤滑は、成形(変形)そのものには、一層の圧力増加を要するのでむしろ有害である。

密度に対しても、それ自体成形体の密度低下をもたらすだ

Table 5 Compacting severity parameter R of lubricated irons ($R = \delta p / \Delta s$, $s = 23.3 - 28.3$).

Powder	Powder lubricant	Compacting temperature	
		RT	130°C
Fe	Non	1.02	1.02
	Premix	1.86	1.92
Low alloy Fe	Non	1.02	0.96
	Premix	1.86	1.84

けでなく、変形または破壊力を有効にする粒子の表面摩擦を減じるので好ましくはない。また、粒子金属間の直接接触・接合を妨げるのみならず、空隙を充填した後でも、変形また

は破壊によって生じた新生面間の接触・接合に有害であろうことは容易に想像できる。粉末潤滑が成形密度に与える影響を与えないことは既に実験結果で明らかである。この点で、前報で述べたように、金型潤滑法が明らかに優る。

c) 成形後期 (第3段階)

ほぼ空隙がなくなるまで成形された粉末が除荷されるまで、大きな圧力下で弾性変形しつつ粒子間の接触を確実にし、また一部は摩擦熱によって凝着して、その所望の体積を安定化する段階である¹⁰⁾。前述のように、潤滑剤が粒間に存在しない方がよい。

もちろん、最終成形圧力は大きい方が高密度化を実現するには有利である。同じ圧力では粉末の弾性係数が大きいと体積弾性収縮は十分に行われないうであろう。一般には温間成形の方が、成形体の降伏点が低下し弾性係数が小さくなるので加圧力が有効に作用すると思われる。しかし、成形中期に既に高い密度に達しているとするれば、その効果はそれほど大きくないものと思われる。

5 結 言

純鉄、低合金鉄、18-8ステンレス、18Crステンレス、タングステンおよび銅の粉末を室温と温間で円柱に成形実験した。主にパンチ圧カーストローク線図から成形挙動を解析し、粉末の潤滑と機械的特性が密度形成に及ぼす影響を考察した。得られた結果を要約すると次のようになる。

- (1) パンチ圧カーストローク曲線は一般に、初め直線的に緩やかに上昇し、次いで粒子変形に伴うやや急激な双曲線の上昇を経て、最終段階で再び直線的に急上昇する。
- (2) 粉末成形過程をパンチ圧カーストローク曲線モデルで直線(第1期、主に流動)、双曲線(第2期、主に変形または破壊)、直線(第3期、体積弾性ひずみ)で表すことができる。
- (3) 第1期では、粉末粒子の形状が大きく球状であるほど、また表面摩擦が小さいほど低圧で済む。第2期では粉末粒子が、低弾性係数と降伏点ほど、延性に富むまたは加工硬化係数 n が大きいほど、またその表面摩擦が小さいほど低圧で済む。
- (4) 粉末潤滑は、低圧で所要の成形寸法を得ることを容易にするが、成形密度の形成には圧力効果を減じるのみならず

滑剤の存在が粒子間の直接接触を妨げるのでむしろ有害である。金型内壁潤滑を採用すべきである。

- (5) 130°Cの温間成形は、第1期、第2期を通じて潤滑効果を増し成形圧力を低下する効果が著しい。粉末粒子に降伏点降下、延性改善が見られる場合のみ、成形圧力低減に大きな効果を発揮し、成形密度の形成に有利となる。

文 献

- 1) K.Ueda and T.Machida: "Behaviors of Added Lubricant in the Compacting Iron Powders with Die-Lubrication", J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, 47(2000)1051-1055.
- 2) K.Ueda, T.Machida, M.Iwakiri and H.Fukagawa: "Optimization of Die-wall Lubrication Compacting Method of Iron Powder and Static/Kinetic Friction Analysis of Ejection Behavior", J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, 48(2001)907-914.
- 3) H.G.Rutz and F.G.Hanejko: "HIGH DENSITY PROCESSING OF HIGH PERFORMANCE FERROUS MATERIALS", ADVANCES in Powder Metallurgy & Particulate Materials, 5 (1994)117-133.
- 4) Sutenresu Kyoukai: Sutenresukou Binran, Third Edition, Nikkan-kougyouinbunsha, (1995)933.
- 5) U.Engström and B.Johansson: "Production Experience of Warm Compaction of Densmix Powders", ADVANCES in Powder Metallurgy & Particulate Materials, 2(1996)181-192.
- 6) K.Ohkawa and T.Machida: "Kakouyou Kinzoku Usuita Zairyou no Hippari Shiken Houhou", SCIENCE OF MACHINE, 25 (1973)37-42.
- 7) H.Suzuki, Y.Seki and K.Fujisawa: "Properties of 「KHD-Segless」 Warm Compaction Steel Powder", KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, 52(2002)70.
- 8) M.Kondou, Y.Awano and H.Okajima: "Kanagata Junkatsuhou ni yoru Koumitsudo Funmatsu Seikei", Abstracts of Autumn Meeting of Japan Society of Powder Metallurgy, Aichi, Japan Society of Powder Metallurgy, (2001)106.
- 9) R.M.German: POWDER METALLURGY SCIENCE, Second Edition, Metal Powder Industries Federation, (1994)207.
- 10) T.Watanabe: Funmatsuyakin, First Edition, Gijutsushoin, (1976) 21-22.