研究

鉄粉圧縮体の焼結現象の研究 (Ⅲ)

西 島 寅 次*

Toraji Nishijima: 1 Sintering of Iron Powder Compacts. 1. 3. Changes of Pores in Powder Compacts during Sintering. In this paper, pore changes in powder compacts during sintering were studied. Before sintering, voids between powder particles meant to pores, but after sintering, crystal grain growth among particles were progressed, so voids were included inter or inner crystal grains. In old times, it was considered that pores became to be spherical shape and disappeared at last. But in reality, even if sintered for longer time, it was difficult for pore to be disappeared. And then it's found that pores were settled to some negative crystal shape based upon the crystallographical characteristics of the back ground. (for example, octahedral shape of pores were found in tungsten powder compacts.)

On the other hand, if powder compacts composed of mixtures were sintered at some higher temperature than the melting point of one of components, and if all of the liquid phase did not be alloyed, pores became to be disappeared after longer heating [for example, such a fact was gained by heating the iron and copper (5~40%) powders mixture at 1100°C.] But if all of them were alloyed into solid solution, small pores used to stay, just like in the case of powder compacts composed of single component. [example; by heating the copper and tin (10%) metal powders mixture at 800°C.] Also it's revealed that at the first stage of heating above the melting point of one of components, coarse pores used to be prepared by the penetration of liquid phase among solid powder particles. The grades of these pores size were especially depended on the grades of powder size to be molten. It'll be a convenient structure to get good self-oiling ability of the oilless bearing.

1.3. 焼結過程における空孔の変遷について

(1) 緒 言

粉末集合体に関する研究の困難さは位置や寸法が反応を規定する点である。固相は大きな塊が一挙に発生したり、消失することができない。必ず表面のある点から進行する。そこでまず粉末の集合形態(つまり方)への関心が、かなり古くから払われてきた。筆者はこの問題を、加圧過程も含めて、1.1でとりあげた。しかし加熱操作が加えられると、粉末の集合形態はかなり変つたものとなる。いわゆるシタリングとよばれる過程であるが、近年この分野で、気相を介しての反応の寄与することが新たな関心を引いている。しかし気相反応においても、固体の位置や形態が、充填や圧縮過程のそれとはまた異つた点で重要な役割を果すのであって、特に粉末が集団をくむことによって、付帯される副次性は1.2で取上げた通り、気体の停滞、反応熱のうつ熱効果、結晶の不均一成長として現れたのである。本文では引きつづき空孔の変遷を

中心にシタリングの過程を省み、あわせてこの面から従来の焼結論をも批判してみた次第である。

(2) 空孔の変遷に関する総合的論議

(a) 粉末の形態的特性

粉末の集合形態(つまり方)に関する基本的な事情を知る目的で、球状粉でなされたモデル的な研究によれば、最密充填度は、粒度が等しいとした場合 $0.7 \times \rho$ (ρ は比重)で、相接する空孔にちょうど細粉が接して埋まるとした場合、 $0.8 \times \rho$ という値が期待されている。ところが実測値はいつもかなり低いものでしかないが、この原因に、いわゆる橋渡し空洞(Bridge Raum)の形成が指摘された。我々が市場で入手できる粉形^{2,3,4)}は球状からかなり偏異したものである。球状から偏異すれば、橋渡し空洞の形成もまた一層助長され、充填密度は最密充填から程遠いものになる。かような粉形とつまり方に関する考察は曾つて、かなり活発で、粉末群の内容への注目としての意義はあつた

* 元京大理学部金相学研究室(現・東芝マ研)

が、かような空孔の状態が、そのまま圧縮、焼結製品の機械的、物理的性質を決定する空孔であるかのように、過大に評価するのは誤りのようである。というのは、充填に際して形成された空孔は、圧縮という外力によって、また焼結という熱処理によって、初期の状態からすっかり変化したものとなるのである。

この圧縮過程に関しては、すでに1.1で詳述したので、ここではその結論を要約するが、例えば棒状粉では比較的充填時のままの配列を保つが、扁平粉、盤状粉では圧方向に直角的配列として個々の粉末が認められる。粉形による圧への順応性が異なり、加圧前、最も空孔の多い扁平粉が加圧後、最も密になった如きが、その極端な例である。

なお、圧縮過程における摩擦熱の発生は、局部的にかなり高いものと予想されるが、それが結合に寄与するとは考え難く、単なる粉末間のからみ合いが主たる成型の機構と思われる。従って、圧縮体の機械的性質には上記の粉形のひっかり易さ、ひっかり難さが、そのまま破壊模様の上に現れるのが特徴で、ひっかり合い易い棒状粉では割れ難く、ひっかり合い難い扁平粉では脆く、かつ特徴のある破壊模様が現れた。

ところが加熱操作は粉末のつまり方に止まらずくっつきの上に極めて効果的で、なかでも温度の上昇と共に上述の傾向が消失してしまう。例えば、加熱温度の極めて高い焼結体の強度をみると、低温焼結体のそれとは全く逆で、扁平粉の方が強く、棒状粉の方が低い。扁平粉では、圧縮に際して良くつまり、空孔の少なくなったことがそのくっつきの進行に寄与したものと解釈される。この加熱過程での粉末集団内部の変化は多様であって、近年、蒸発、凝縮、酸化還元、不完全結晶成長の寄与する機構が指摘され、固体集団と気相間反応に漸く関心が深められるに至ったことは、しばしばのべてきたところである。しかし気相を介しての可逆反応には、その空孔の間隔や粉末粒度（表面エネ

ルギー）が対応するから、単純な配列（一次元、二次元的配列）ないし分散された形態下で知りうる内容にはおのずから限界がある。身近なところでまず寸法的な収縮現象、空孔を残しての結晶成長、気体の停滞現象、反応熱のうつ熱効果、それらによる部分的な結晶成長等がいつもそれで、これらは固体が集団をくむことによってのみ、付与された現象に外ならない。

(b) 粗散結晶*の発生

まず収縮現象から取上げてみると、これは岩瀬、小川、長谷^{5,6)}によって一次元配列下では現れず、二次元、三次元配列で初めて認められる一種の集団性で孔がち密化してゆく過程だと解された。熱によって孔が充填される機構には非晶質（ガラス）では主として粘性流動が、結晶質では界面現象（蒸発、凝縮等）と体内現象（体積拡散等）の輻輳した結晶成長が主なものとして説明された。だが、ここで結晶成長とち密化とが比例的に考えられている点に注意すべきものがある。というのは、結晶成長とち密化とが比例するのはある理想の場合で、比例しない例にぶつかることが珍しくない。

この現象を究明するためには、焼結に伴う空孔の変遷過程に関する認識が必要のように考えられる。これを追求する素材として、単位粉に微小孔をもつものでは理解にくいという理由で、機械鉄粉を用いての観察を行ったのが Photo. 1 である。aにおける空孔は、いわゆる粉末の間隙に相当したもので、これがbからcに至るにつれて、一つの結晶内に含まれてしまう。この段階になると結晶粒界にまたがる空孔と、結晶粒内に含まれた空孔とに識別がきき、結晶成長が、空孔に関係なく進行する様子が認められた。粒内孔と粒界孔の平均面積を図で算定すると、前者は後者よりも常に小さいことから、空孔は結晶粒内に含まれて一

* 粗大であるわりに、その粒内には多くの空孔をもっている結晶粒をいう。

a sintered at 1150°C

b sintered at 1300°C

c sintered at 1350°C for longer time ×300

Photo. 1 Microstructure of stamp-milled iron powder (−300 mesh) compacts, showing a coarsening of the iron phase by grain growth during sintering.

Table 1 Changes of area and number of pores found in a unitary microsection of iron powder compacts after compressing at 3.3 ton/cm² and sintering at 1350°C for different periods of time.

Sintering time		5min	3hrs.
Pore area and number			
Number of pore found in 14.2mm ²		96	59
Total area of pore in a unitary section		4.26 cm ²	2.08 cm ²
Average area	Pore found on grain boundary	0.0545 cm ²	0.0400 cm ²
	Pore found inner grain	0.0255 cm ²	0.0287 cm ²

段と縮小化が進行するようである。(Table 1) ところが以後粒内孔の縮小は活発に進行せず、長時間をかけても消滅し難い。この傾向は還元粉でも同様で、結晶蚕蝕につれて縮小化が進行するけれども、完全になくすることは不可能であった。例えば Co-W (25) (1490°Cに融点をもつ固溶体)において、1450°C, 48hrs 焼結しても遂にマイクロポーは消失しなかった。

一体粒内孔が速かに消失しないのはなぜか、また粒内孔が消失しないで結晶蚕蝕の進行するのは何故かの点であるが、これは結晶が多孔質なままかなり安定に留まりうるということであって、この機構と多孔質で巨大な結晶組織の現れる機構とが相通ずるように解される。そしてこの原因には試料内部の、すなわち結晶相互間の外的事情と、空孔自体の形態的な準安定化という内部事情の両面が考えられるようである。

(α) 部分結晶成長

結晶相互間の事情というのは結晶成長過程に関連し

た問題である。粉末の焼結現象が、気相を介しての結晶成長という概念に明確化されたことは、多孔体内部での気相の停滞、それに基づく反応の不均一発生の可能性の指摘でもある。すなわち、岩瀬、小川⁹⁾らは Ag, Au 粉末に関して局部的な蒸発凝縮の可逆反応の進行を認め、しかも不完全な結晶成長 (Spiral Growth) を確認して、普通考えられるよりも低い濃度比で、この種反応の進行する可能性を指摘した。また酸化還元反応^{7,8)}も、中間に活性な微粉を媒介とする点で機構が同じだとのべている。多孔度がち密になると、通気性もまた低下し、従って気体の局部的停滞が遂に部分結晶成長という形として現れる可能性は充分考えられる。果して焼結及び還元焼結の過程において、Photo. 2 のような不均一成長がしばしば見受けられた。(金属粉の焼結の典型として、以後酸化粉の還元焼結に関する考察をすすめる。この両者は直接接する雰囲気の違いということに帰着されるものと筆者は考えている。) かような部分発達の現れる条件は、試料の酸化度合(ないしは金属粉ではガスの吸蔵度合)、ち密度合、また加熱条件によってもちがうが、さらに気体の種類、流速、圧、純度といった因子によっても影響をうけた。この発生に関する検討は後に改めて取上げるとして、ここで注目すべきことは、かような部分発達した試料も、さらに高温、長時間、また雰囲気をかえて加熱すると、よほどの例外を除いては、均一な組織体になりうる点である。しかし、低温で部分的不均一の著しいものを高温で均一化させた場合に、大きい結晶粒の割に密度の上らない傾向が認められた。

この事実は、終局において均一と見える組織も発生の過程において、大なり小なりこの部分発達過程を経ることを物語っていると考えられる。何となれば、

(A) showing the schematic view

(B) showing its one parts ×80

Photo. 2 Microstructure and the schematic representation of heterogeneous grain growth produced by copper oxide compacts after heating up rapidly (by 30 minutes) to 1000°C and keeping at that temperature for 30 minutes in hydrogen.

Photo. 3 Negative crystal shape of pore found in a fractured section of tungsten compacts and in a polished section of cobalt-tungsten (25%) compacts after sintering for long time.

集合した粉末群では均一な核形成から結晶が成長し、全体に及ぶということの方が考え難いからである。部分として結晶が発達すれば、試料内の各結晶はそれに対してまず、外殻としての安定化を整えなければならない。ここに粗散なまま結晶が蚕蝕し合う外的理由が潜んでいたようである。

(B) 空孔の結晶形成

粗散結晶発生の原因の一つを、先には結晶成長の不均一性に求めた。すなわち、隣接結晶粒同志のエネルギーの外部的釣合のために、骨格状としての準安定状態が形成されると解釈した。だがこれはその結晶の外部的事実であるが、空孔の形態自体にもこの準安定化を示唆する裏付けが認められる。

筆者らは、高温に長時間焼結してゆく場合の粒内孔の形態変化をさらに詳細に追求して次のような現象を見出した。それは、孔が不整形な形から整った丸みを持ってものになってゆくのは窮極において、丸くなるためではなく、地の結晶に関係ある結晶形成をとろうとする傾向に外ならない事実である。Photo. 3 A, B は、W の長時間焼結体の破面に認められた正八面体状の空孔⁹⁾である。孔の底と入口とにピントをずらして描いたスケッチがDで、これは研磨及び腐蝕が施されていないから、エッチングピットに類するものではない。かように整った結晶形は焼結が長時間に及んで次第に顕著となるものだが、すでに傾向としては長時間焼結体の空孔の鋭い稜線の発達としてもうかがわ

れる。そしてこれは先の鉄焼結体においても、また Co-W (25) にも認められた。(Photo. 3 C) 空孔のかかる結晶形成は、いわば結晶の窮極の安定状態ではないが、準安定化を物語るもので、空孔が内在することによる不安定性の一つの排除の形式であると解される。

以上を総合することによって、結晶が粗散な空孔をもったまま、長く留まりうる機構は、粉末集団における結晶発達の部分性と、それに基づく結晶粒相互間の外殻釣合、及び結晶粒内の空孔の準安定化への形態的变化、かような内的、外的事情の結果として解釈されるのである。そして強制的な外殻的釣合の条件に応じては、巨大ではあるが空孔の多い結晶の出現も考えられるわけである。

最近、高田¹⁰⁾らが、塩の分解過程に粉末状での多孔質な単結晶*を指摘しているが、この形成の機構もまたここに考察を加えた現象に相通するものと思われる。

なおこの準安定化の指摘は、孔の縮小過程に物質移動の本質を求めようとした従来の一連の研究に一つの限界を示唆するものでもあろう。F. N. Rhines^{11,12)}, J. Hampel¹³⁾, A. J. Shalar¹⁴⁾, J. wulff¹⁵⁾ らは焼結の機構をこの空孔の形態変化に求め、不整形な孔が

* たとえば、蓼酸鉄から分解した酸化鉄は、単一粒子が一定の方位をもつて、直線的に連結した凝集粒子で、母塩の形骸をとどめている。これは $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ の単結晶像を与え形骸粒子とよばれている。

遂に球状化し、球状孔はあたかも大小水滴の消失と同様、表面エネルギーの差によって小孔が粗孔に包含されつつ消失するものと解釈している。しかし結晶相互間の力の釣合いが、骨格状のままの結晶の準安定状態を長く保持せる機構を考慮しない限り、この種の観点には限界があるであろう。

またここに指摘した新たな事実は、決して結晶成長が焼結に寄与しないということではない。結晶の核形成の条件が局部に存在せず、結晶の成長が多角的に進行しない理想的な場合には、結晶成長とち密化とが比例することが考えられる。例えば、前述の粗散な結晶粒にしても、粗粉を強圧成形した試料で、周辺部と中心部との密度がもともと著しく違った場合の中心部、または粗粉部と細粉部を二層に成型した試料の細粉部にも、しばしば現れることがあったが、この種の試料自体の機械的な不均一性は、可及的に排除することができるけれども、反応の進行そのものの不均一性、すなわち、部分的結晶成長を除去することは、まず不可能に近いのである。従ってこれは固体集合体の反応系の本質的な特徴ともいえるであろう。

この反応による部分的結晶の発生に関しては、今少し反応熱のうつ熱効果や、雰囲気の問題から考察すべき問題があるようである。

(c) うつ熱効果

反応には熱の吸収、発散が伴う。それによって副次的に反応が加速され、抑制されることが考えられる。特に凝集体では、その正負のうつ熱の問題を考えなければならない。蒸発、凝縮、酸化、還元、分解、化合いずれも同じであると考えられるが、この種の観点は従来全く欠けていたところである。筆者はこれを1.2でのべたように、反応過程の試料全体の温度上昇、温度降下として観察¹⁶⁾した。

普通酸化物の解離反応は、吸熱性であるが、還元気体の酸化反応が著しい発熱性であるため、酸化物の還元焼結には、その差引きした値すなわち、発熱の場合と吸熱の場合とが考えられるわけである。酸化銅の水素還元が前者に属し、酸化鉄の水素還元が後者に該当した例である。

粉体の集合状態が密であったために、実験には試料全体としての温度変化が認められたが、その値はいわば試料全体の平均温度であり、外側と内側、または反応の初期と後期で全く別な不均一状態も想像されるところである。全体的見方をすれば、熱発生は還元を促進し、熱吸収は還元を抑制するとも考えられるが、毛管内での気体の停滞等、反応の様に進行しにくいことも合せ考えると、局部的な還元の進行と抑制を、その結果としての不均一な焼結進行の一つの契機に、この熱の問題が寄与しているものと考えられるのであ

る。

反応の部分的進行の一例としては、粉体集合体の酸化現象に関して、熊沢¹⁷⁾らが興味ある事実を指摘している。これは軟鉄扁平粉を細いバイレックスガラスにゆるく充填し、一方から酸化させる場合、酸化色は均一に進むのではなくて、層状に進行する傾向があった。この場合は酸化熱が、気体の毛管内での停滞と相まって、その契機を与えたものとみなしうる点で共通するものであろう。

(d) 雰囲気の影響

一般に界面の変化は、蒸発、凝縮反応よりも、酸化、還元反応による方が活発である。従って固体反応における気相の媒介作用をば、単に蒸発、凝縮現象に依存するよりも、化合、分解、(酸化、還元、塩化、還元)によった方が、いわゆる焼結促進効果も大きいことが予測される。これを裏付ける報告は、断片的ではあるが、すでに二三見受けられる。

しかし活性な条件は、また、局部性を助長する条件ともなる点に、今日まで、この雰囲気の問題もまた曖昧なままであった。筆者¹⁶⁾は1.2で酸化粉及び弱酸化粉圧粉体を用いて、還元反応条件(温度、流速、気圧、気体の純度、気体の種類)と終局組織との関連性を論述したが、その結果は、加熱速度は反応さず温度とその時間の因子として、流速は、 $\text{MO} + \text{H}_2 = \text{M} + \text{H}_2\text{O}$ なる系での $\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$ を決定する因子として、また気圧、純度(H_2O の含有量)もまた同因子として解釈できることを明らかにした。これらの因子はいずれも、反応速度の大小に換言され、反応速度の小さな条件が、結晶成長に寄与するところも大である代りに、不均一な局部発達の見え易い条件でもあった。

また気体の種類として、 H_2 、 CO の差に関する機構も求めたが、酸化銅に対する親和性は H_2 ガスの方が小さいため、つまり可逆反応の頻度は H_2 ガスの方が多いと考えられる通り、大きい結晶組織もまた、この方に認め易かった。だがこの場合にも、密度がこれに比例することもあり、比例しないこともある点ではこれまでの例の通りである。

結論として、ある適当な反応条件においては、活発な化学反応は焼結促進効果を示すが、一概に界面反応を活発にすることが、均一な組織と高い密度をうる目的に適しているとはいえず、反応途中の不均一性を一層蒙る傾向も認められた。

ここに界面化学反応(局部における停滞現象に基づく可逆反応という意)を排除した雰囲気として、真空焼結の登場する理由が存在するようである。だが真空といっても、吸蔵ガスの排気される過程における類似

* 活性化焼結法とよばれるものも、これに含まれる。

(A)

×16

(B)

×16

(C)

×16

Left side shows the arrangement of particles before heating, and right side, after heating at 800°C in hydrogen.

In series (A), penetration of the molten phase among copper particles didn't happen, only alloyed particles were produced.

In series (B), copper particles were previously sintered and bonded to three groups, so the molten liquid phase penetrated uniformly among them.

In series (C), copper particles were slightly preoxidized at 700°C, so the liquid phase penetrated too.

Photo. 4 Penetrating process of the molten liquid phase observed by arrangement of spherical copper and silver particles with one layer.

の現象が避けられない点に、多孔体の厄介な問題が全く除かれるわけではない。

(e) 液相反應系

気相と固相系に対応して、液相と固相系を一考しておきたい。まず液相となるべき成分が粉末状で配合され、それが加熱されてゆく場合であるが、この場合には、発生した液相が未だ液化しない高融点側の粉末の間を、極めて好都合に流れてゆく興味ある現象¹⁶⁾が認

められた。

Photo. 4 は、これに関する Cu-Ag 系の一連のモデル実験である。写真においてまず、A の右側は、何ら Cu 粉間に以下に述べるような予備処理を施さない二次元的な配列で、これを 800°C 水素中で加熱したのがその右側である。また B の左側は、前もって Cu 粉同志を三つのグループに水素中で焼結させたものの間に、Ag 粉を配置した場合で、それを同じく 800°C

水素中で加熱したのが右側である。さらにCの左側では、Bのように予備焼結はさせてないが、配列後、全体を700°Cで弱酸化させたもので、これを800°C水素中で加熱したのがその右側である。(800°Cという温度は、Cu-Ag系の共晶点以上に当たっている。)

さてAでは丸い合金玉が局部的にできたにすぎないが、B,Cでは、ちょうどAg粉のあった個所に液化による空洞が形成されて、しかも一様な流動が達せられている。結局以上の実験から判明したことは、弱いくっつきを形成した高融点物質は格子状となって低融点融液を全般に流動さすのに有効に作用している事実である。しかして、Cu, Ag粉が、三次元的に配列さ

れたもとは、恐らくB, Cに該当する現象が期待されるのである。

また、このモデル実験から予測できる今一つの事柄は、溶ける側の個所が大きな空洞としてぬけてしまうことから、低融点成分の粒度のあらさ、ないし分布の不均一さが、高融点成分のそれよりも空洞の大きさや形の上には決定的であろうということである。果してこの二つの推測は、実際のCu-Sn, Fe-Cu圧粉体において、共に確認することができた。(Photo. 5参照)(Fe-Cu(5~40), W-Co(5~10), Cu-Pb(10)系も類似の傾向を示す。)

なおここで興味のあることは、Fe-Cu, Cu-Pb系

A, mixture of fine copper powders (-300 mesh) and fine tin powders (-300 mesh); B, mixture of fine copper (-300 mesh) and coarse tin powders (100~200 mesh); C, mixture of coarse copper (100~200 mesh) and fine tin powders (-300 mesh); D, mixture of coarse copper (100~200 mesh) and coarse tin powders (100~200 mesh). Excessive porosity was caused by penetration of the molten tin phase.

Photo. 5 Changes in microstructure resulting from 90-10 bronze compacts produced by mixtures of various particle size ranges of electrolytic copper and tin powders after sintering at 800°C for 1 hr.

では、加熱温度及び時間と共に一旦形成された粗大孔が容易に消失する。これは従来の単成分系と本質的な相異である。しかし Cu-Sn(10) のように固溶化後、液相の消失する系（均一固溶相となる系）では、空孔の変化は、固相-気相系の例と全く同じく、容易に進行しなかった。これは、Cu-Sn(10) では、10% Sn が完全に拡散した後は均一な固溶相であるから、すでに検討した単相系の例に従ったものと解される。

今少しこのことを一般的のべると、高融点成分 A と低融点成分 B の配合において、B 成分がその固溶限以上に配合されている系では、融液発生以上の温度で、長時間焼結をつづけていると、空孔がついには消失してゆく傾向にあり一方 B 成分が固溶限以下の配合系では、たとえ長時間焼結をつづけても、単成分系の焼結と同様、一向に密化が進行しないということである。

なお固相-液相系と、固相-気相系の焼結過程とが共通して面白なのは、固体界面での可逆反応（この場合は固溶⇌析出）によっても、地の集団（この場合 A 群）の結晶成長が促進¹⁰されてゆく事で、Photo. 6 に Fe-Cu (20%) の組織を示したが、丸い部分は焼結によって球状成長の過程にある Fe の地である。液相存在系の密化が容易に進行し易く密度 100 というものさええられたのは、かような結晶成長と粘性流動によるものと理解される。

予め作られた多孔体に液相を浸漬する場合にも、高融点成分によって形成された形骸の間を、低融点成分が粘性流動してゆく機構が巧みに作用して、全体として均一な合金体の形成が極めて容易である。

これは、Infiltration とよばれる過程であるが、液

×300

Photo. 6 Microstructure of 80-20 iron-copper compacts.

The spheroidized particles are the iron and the white background is the copper phase.

相成分には、固相をある程度固溶させておいた液を選

んだ方が反応は緩慢で、全体としての均一性がよい。あまり反応が大では、この場合にも集合体の特性、つまり不均一性が現れた。

(3) 結 論

集団状固体と気相間の反応では、多孔体内部での気体の停滞、反応熱のうつ熱、局部的結晶成長、さらに結晶自体が内部に空孔をもったまま、準安定化しようとする傾向等のために種々な問題がもたらされる。空孔の縮少を促進させるためには、従って機械的なめつぶし、化学反応、または液相反応によるより外にない。

かように粉末群の空孔は、単にそれが充填、圧縮された段階では、粉末間のすきまに該当したのが、焼結の進行に伴い結晶成長が起り、すきまは一つの結晶粒内ないしは結晶粒界にもち来られ、さらに種々の変遷をたどる。金属は過冷された非晶質とちがって、高温に加熱されても融点以下では粘性流動の程度が極めて少い。しかるに単純な水泡の消失過程や、ガラス中の気泡の消失のような過程をたどるものとして取扱われた例が甚だ多い。

金属粉を取扱う場合には、その集団性を把握するのが鍵というべきで、筆者らの努力がこの方面にいくらかの寄与するところとなれば幸いである。

終りに、本文中、Co-W、並びに W に関する記載は、筆者が東京芝浦電気、マツダ研究所において観察したもので、ここでその引用を許されたことを感謝いたします。なお I II III とつづいた掲題の発表は本号を以て、終るのであるが、恩師岩瀬慶三、小川和彦両先生の御指導をえたことを深謝いたします。

文 献

- 1) R. Meldu & E. Stach: Z. Verein. Deut. Ing. 76 (1932) 613.
- 2) 岩瀬, 小川, 西島: 応用物理 16 (1947) 33
- 3) 岩瀬, 小川, 西島: 応用物理 17 (1948) 275
- 4) 西島, 山本, 小川: 粉体及び粉末冶金 2 (1948) 156
- 5) 岩瀬, 小川, 長谷: 日本金属学会年会 (1950) 発表
- 6) 小川: 科学 24 (1954) 468
- 7) 岩瀬, 小川, 松村: 日本金属学会年会 (1952) 発表
- 8) 岩瀬, 小川: 日本金属学会誌 19 (1955) 148
- 9) 西島, 岡田: 通産省, 粉末冶金技術研究会 (1955) 4月発表
- 10) 高田, 小川, 岩瀬: 日本金属学会誌 17 (1953) 467
- 11) F.N. Rhines: Trans. Am. Inst. Mining Met. Engrs 166 (1946) 474
- 12) F.N. Rhines: Powder Met. Bull. 3 No.2 (1948) 28
- 13) J.Hampel: Z. Elektrochem 48 (1942) 82
- 14) A.J. Shalar & J. Wuff: Phys. Rev. 72 (1947) 79
- 15) P.E. Wretblad & J. Wuff: Powder Metallurgy. Am. Soc. Metals Cleveland (1942) 36
- 16) 岩瀬, 小川, 西島: 日本金属学会年会 1953年 4月発表
- 17) 岩瀬, 小川, 熊沢: 日本金属学会年会 1948年 発表
- 18) G.H.S. Price, C.J. Smithelles & S.V. Williams: J. Inst. Metals 62 (1938) 239