カーボニル焼結鉄の疲労強さと疲労過程に現われる粒界破壊

本田 忠 敏*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 1 (1984), pp. 63-70

Fatigue Strength of Carbonyl Sintered Iron and Intergranular Fracture in Fatigue Test

Tadatoshi Honda*

The fatigue strength of carbonyl iron compacts sintered at a temperature in the ferrite and austenite ranges and the intergranular fracture observed in the fatigue test were investigated.

The results are as follows :

(1) At the same compacting pressure, the fatigue strength of carbonyl iron compacts sintered for 3.6 ks in the temperature range between 1073 K and 1423 K is higher in ferrite and lower in austenite field.

The endurance limit ratio obtained is in the range between 0.41 and 0.47.

(2) The fatigue strength of specimens sintered isothermally at 1123 K and 1423 K increases gradually with the increase in the sintering time, except that of specimen sintered for 172.8 ks at 1123 K remarkably decreases.

(3) The mode of fatigue fractured surface for specimens sintered at 1123 K is a mixed trans- and intergranular fracture type, while that for specimens sintered at 1423 K is mainly a transgranular fracture type.

The degree of intergranular fracture increases with the increase in the sintering time at 1123 K and with the decrease in carbon content.

(Received June 27, 1983)

Keywords : *sintering conditions, carbonyl iron compact, fatigue strength, grain size, pore, intergranular fracture, transgranular fracture*

* 熊本大学工学部金属工学科 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, Kumamoto University, Kumamoto)

I. 緒 言

一般に同一成形圧で作製したカーボニル鉄圧粉体を A_3 点以下のフェライト域の高温側 (α 域と略記) で焼結すると他の原料鉄粉に比べて、顕著な焼結挙動を示す⁽¹⁾⁽²⁾ ことが知られている。カーボニル鉄粉は粉末粒子形状が微細かつ球形で、不純物も少ない特性をもっているため、得られる焼結体の気孔組織も微細で、球状に近く、かつ、その分布もほぼ均一になる。そうしたことから鉄圧粉体の焼結機構⁽²⁾⁽³⁾ や気孔組織と焼結体強度との相関性⁽⁴⁾ を調べるには好適な金属粉である。

そこで、本報告ではカーボニル鉄圧粉体の疲労強さに及ぼす α 域および γ 域[†] の焼結温度および保持時間の影響を調査するとともに、 α 域で焼結した試料の疲労過程に現われる粒界破壊 (以下 IGF と略記) について若干の検討を行った。

II. 実験方法

疲労試験用圧粉体は原料粉としてカーボニル鉄粉 (GAF 社製 "L", 平均粒径 $6\mu\text{m}$, C : 0.022 mass%, O : 0.17 mass%) を用い、粉末潤滑剤として 0.5 mass% ステアリン酸亜鉛を添加し、湿式混合したのち所定の加圧力で成形して作製した。湿式混合法として、有機溶媒 (ベンゼン) 100 ml に所定量のステアリン酸亜鉛を溶解し、それを鉄粉に加え、らいかい機 (回転速度 0.42 r/s) で有機溶媒が蒸発し、粉末に流動性が回復するまで約 3.6 ks 混合する方法を用いた。

焼結は 873 K-3.6 ks の脱ロウ処理後 Table 1 に示す焼結条件で水素雰囲気中 (露点 243~248 K) で行った。

疲労試験片は Fig. 1 (a) に示す平滑材および V ノッチ切欠き材 ($\alpha_k = 1.83^{(6)}$) の 2 通りである。ただし、試料 B および E は () 内の寸法のものを用いた。試験片は焼結温度および焼結時間ごとにそれぞれ 15 本ずつ作製し、表面研削および V ノッチ切込みの機械加工を施したのち、773 K-3.6 ks のひずみ取り焼なましを行って疲労試験に供した。

Table 1 Sintering conditions of carbonyl iron compacts.

Specimen No.	Sintering condition	Density/ $\text{Mg} \cdot \text{m}^{-3}$
A	1073, 1123, 1173, 1223, 1273, 1323, 1373 and 1423 K-3.6 ks	7.00~7.38
B	1123 K-14.4, 43.2, 72.0 and 172.8 ks	7.60±0.04
D	1423 K-3.6, 14.4, 28.8 and 86.4 ks	7.05±0.03
E	1123 K-172.8 ks→1423 K-0.6 ks→1023 K-10.8 ks	7.60±0.04

† ここでは純鉄の A_3 変態点以下の温度域を α 域とし、それ以上の温度域を γ 域とする。

Fig. 1 Dimension of tensile and fatigue specimens.

疲労試験は万能疲れ試験機 (島津製 UF-15 および UF-20) を用い、定荷重方式の面内両振り曲げ応力を負荷し S-N 曲線を求めた。また、疲労き裂および破面観察はそれぞれ光学顕微鏡および走査電子顕微鏡を用いた。

引張り試験は疲労試験片より Fig. 1 (b) に示す形状寸法に機械加工および表面研削したのち、ひずみ取り焼なましを施した各 3 本ずつの試験片を用い、インストロン型試験機でクロスヘッド速度 $83\mu\text{m/s}$ にて引張った。

カーボニル鉄圧粉体の気孔組織は研磨仕上げした断面組織について顕微鏡組織写真上で表長が $200\mu\text{m}$ の正方形内にある気孔の大きさをその中心長を気孔径としてそれぞれ 20 視野について測定し⁽⁶⁾、大きさ別に累積度数分布で表示した。また、粒内および粒界気孔数はエッチングによって結晶粒界を現出させた前後の同一場所における顕微鏡組織写真上の気孔数を両者に区分して測定した⁽⁷⁾。なお、フェライト結晶粒度は線分析法⁽⁶⁾ で求めた。

疲労破面形態は切欠き試験片を用い、所定の応力を負荷し、疲労き裂伝播曲線を求めたのち、最終的に液体窒素の温度で衝撃破壊し、得られた破面について点算法で測定して表示した。試料の炭素および酸素は炭素・硫黄分析装置 (LECO-CS-144) および酸素・窒素分析装置 (LECO-TC-36) で測定した。

III. 実験結果

Fig. 2 はカーボニル鉄粉を加圧力 539.4 MPa で成形後、焼結した試料 A の疲労強さに及ぼす焼結温度の影響をみたものである。なお、焼結密度、フェライト結晶粒度、引張り特性および耐久限度比の結果も併記した。

これら試料の焼結温度による疲労強さの変化をみると、 α 域の 1123 K まで疲労強さは増加するが、それ以後 1223 K の焼結温度まで減少し、1273 K 以上の γ 域では再び僅かながら増加した。なお、試料の焼結密度、降伏点および引張り強さも同様な傾向を示した。焼結温度による強度の変化はカーボニル鉄圧粉体の焼結機構が α 域および γ 域で異なり⁽³⁾、その結果 α 域で焼結した試料では焼結温度が低いにもかかわらず、焼結密度も高く、結晶粒度も微細

Fig.2 Effect of sintering temperature on density, grain size, tensile properties, fatigue strength and endurance limit ratio of carbonyl iron compacts. (Sintering time : 3.6 ks)

であるため生じたものである。結晶粒度は α 域では旧粉末粒子径に対応して約 $10 \mu m$ と微細な等軸晶であるが、一方 γ 域では粗大化して約 $20 \sim 30 \mu m$ となり、一部には柱状晶組織⁽⁸⁾も現われた。耐久限度比は焼結温度 1123 K の試料で最も低い値を示すが、おおむね 0.41~0.47 の範囲にあった。なお、鉱石還元粉を分級した粉末粒度 $55 \mu m$ 以下の微粉からなる焼結材で気孔が微細なため、引張り強さより疲労強さに及ぼす気孔の効果が大きいとの理由で耐久限度比が 0.6~0.65 になるとの報告⁽⁹⁾もあるが、本実験ではこうした結果は得られなかった。

つぎに、1123 K および 1423 K で恒温焼結した試料 B および D の疲労強さに及ぼす焼結時間の影響を調べた。

Fig.3 (a) および **(b)** はそれぞれ試料 B および D について得られた結果を示す。前図同様他の測定結果も併記した。なお、焼結鉄の強度は焼結密度 (気孔率) に依存する⁽¹⁰⁾と考えられるので、ここでは焼結時間の効果がみられるよう試料の焼結密度を一定にした。

試料 B の疲労限および耐久限度比は焼結時間 72.0 ks まで焼結時間とともに増加するが、172.8 ks にいたって急激に減少した。そこで、各焼結時間における試料 B の疲労破面を走査電子顕微鏡で観察してみると、その破面形態は粒内および粒界破壊の混合型であることがわかった。疲労破面におけるこの IGF の占める割合は焼結時間とともに増加し、焼結時間 72.0 および 172.8 ks でその値はそれぞれ約 50 および 70% にもなった。一方、 γ 域で焼結した試料 D の疲労限は試料 B と同じように焼結時間 86.4 ks まで僅かながら増加している。ところがこれらの試料の破面形態は主にせん断破壊によるディンプルパターンで、それぞれの焼結時間におけるその占有率の変化は認められなかった。

Fig.3 Effect of sintering time on grain size, tensile properties, fatigue strength and endurance limit ratio of carbonyl iron compacts. Sintering temperature : (a) 1123 K, (b) 1423 K

降伏点および引張り強さは α 域焼結した試料 B ではフェライト結晶粒度に依存して粗大化とともに減少しているが γ 域で焼結した試料 D では結晶粒が粗大化しているにもかかわらず、余り変わらない結果が得られた。

このように γ 域で焼結した試料 D では IGF がほとんど生じていなかったため、IGF が生ずる試料 B を 1423 K で再焼結すれば、IGF が現われてくるかどうかを確かめるため、1173 K-172.8 ks 焼結した試料 B を 1423 K-0.6 ks 再焼結したのち、1023 K-10.8 ks 恒温処理した試料 E を作製して疲労試験を行った。なお、黒木ら⁽⁸⁾が指摘しているようにカーボニル鉄圧粉体を γ 域で焼結するとマッシュ組織や柱状組織が現出しやすいため、できるだけ試料 B の結晶粒に類似した等軸晶を得るため溶製純鉄で用いられた方法⁽¹¹⁾を適用して試料 E を作製した。試料 E の結果は Fig.3 (a) に併記した。得られた結果から疲労限は試料 B の焼結時間 72.0 ks の値まで回復していることがわかる。

このように焼結条件によってカーボニル鉄焼結体の疲労

強さが変化したので、この点を破面形態および疲労き裂伝播の様相から検討した。

Fig. 4 は試料 B および E で得られた疲労破面上の切欠き底より約 0.2 mm (位置 M) および約 2.5 mm (位置 P) における試料表面からの深さ約 100 μm 近傍の破面写真である。

疲労破面上の位置 M および P における破面形態は試料 B (Fig. 4 (a), (b) 参照) では、いずれも大部分が IGF であるが、一方、試料 E (Fig. 4 (c), (d) 参照) においては粒内破壊の延性破面であることがわかる。さらに、応力振幅を疲労限の 1.1, 1.3 および 1.5 倍とした場合の試料 B および E の切欠き底近傍および切欠き底より約 2.0~2.5 mm の位置におけるそれぞれの破面模様の面積占有率を求めて示したのが **Fig. 5** (a), (b) および **Fig. 6** (a), (b) である。それぞれの図中の (a) は切欠き底近傍の位置、(b) は切欠き底から約 2.0~2.5 mm の位置における結果で、図中の数字は切欠き底における公称応力 (σ) およびその両者における巨視的き裂伝播速度 (dl/dN) を示してある。

試料 B では負荷応力が低く、き裂伝播速度が遅い場合、IGF の占有する割合が大きくなっていることがわかる。一方、試料 E では負荷応力やき裂伝播速度の高低にかかわらず、IGF はほとんど見られず、いずれも粒内破壊である。

Fig. 4 Scanning electron micrographs of fatigue fractured surfaces observed at the positions M and P. (Stress : 137.3 MPa)
Sintering : (a), (b) ; 1123 K-172.8 ks and (c), (d) ; 1123 K-172.8 ks
→ 1423 K-0.6 ks → 1023 K-10.8 ks
M-position : (a), (c) ; P-position : (b), (d)

試験片内部の破面形態は試料表面の破壊様相と対応するはずであるから両者のき裂発生伝播およびき裂先端での変形の様相をエッチングによってフェライト結晶粒を現出させた切欠き試験片を用いて調べてみた。その結果を **Fig. 7** に示す。

試料 B では多重すべりが疲労き裂伝播経路近傍の 1~2 個の結晶粒全体を覆う形で生じており、とくに、き裂先端が応力軸に平行な方向に存在する結晶粒界に達した時、き裂先端前方にすべり帯が放射状に密集して生成していることがわかる (Fig. 7 (a) 矢印 A)。しかし、き裂は必ずしもすべり帯内を進展せず、すべり帯で覆われている結晶粒に隣

Fig. 5 Percentage of fracture mode for fatigue fractured surfaces at various stress amplitudes.

T.G.F. : Transgranular fracture
I.G.F. : Intergranular fracture
G.B. : Grain boundary

Fig. 6 Percentage of fracture mode for fatigue fractured surfaces at various stress amplitudes.

T.G.F. : Transgranular fracture
I.G.F. : Intergranular fracture
M.C. : Microcrack

Fig.7 Appearances of crack propagation in the specimens B and E.

(a) Specimen B : $\sigma=117.7$ MPa, $N=2 \times 10^5$

(b) Specimen E : $\sigma=117.7$ MPa, $N=3 \times 10^5$

接した結晶粒との粒界を縫うように伝播している場合が多く観察された。また、応力軸に垂直な方向にある結晶粒界に達したき裂は図中(a)の矢印⑥で示すように粒界を通過して伝播しているのがわかる。一方、試料EではFig.7(b)からも明らかなように、疲労き裂は枝分れも少なく、直線的に太く、くっきりと結晶粒内および粒界を横切って伝播している。以上のように、両者の疲労き裂伝播の様相を対比してみると前述の破面形態の差異を裏付けていることがわかる。

IV. 考 察

以上のように、カーボニル鉄圧粉体を α 域で焼結し、一定の焼結密度にそろえた試験片の疲労過程でIGFの破面形態が現われ、焼結時間とともにその破面率が増加する結果が得られた。

一般に焼結鉄の破壊形式は常温では延性的であるが、結晶粒界に気孔が偏析した場合⁽¹²⁾、また、1523 K以上の高温で焼結したり⁽¹²⁾⁽¹³⁾、真空焼結した場合⁽¹⁴⁾の鉄焼結体でIGFが観察されている。

ところで溶製純鉄で現われるIGFは従来からフェライト結晶粒界に偏析するC、O⁽¹⁵⁾⁻⁽²¹⁾あるいはS⁽²²⁾の相関関係によって議論されている。溶製純鉄とカーボニル鉄焼結

体とが顕著に異なる点はカーボニル鉄焼結体が本質的に気孔を含んでいることである。故にこうした点を除けば、カーボニル鉄圧粉体に現われるIGFも固溶CやOと因果関係をもつ可能性が十分あることが知られる。

そこで、1123 Kおよび1423 Kで恒温焼結した試料のCおよびO含有量と焼結時間との関係を求めて示したのがFig.8である。なお、1123 Kで焼結した試料Bに現われるIGFの破面率も併記した。

図から明らかなように、試料Bの含有C量は焼結時間とともに確実に減少している。一方、試料Dでは測定点は少ないが、試料Bに比べて含有C量の減少割合は小さく、焼結時間86.4 ksでもおおよそ60 mass ppm残存していることがわかる。また、含有O量は試料BおよびDにおいて大差なく、両試料とも焼結時間とともに僅かながら、しだいに減少しているといえる。

こうした結果を踏まえて、カーボニル鉄焼結体のIGFとOとの関連性について考えてみる。

純鉄のIGFはOによって起こるの見解も多い⁽¹⁵⁾⁽²⁰⁾⁽²¹⁾が、焼結したカーボニル鉄圧粉体では含有O量は10~200 mass ppmで、その存在形態は焼結後の通気孔内面の酸化によるものが大部分である⁽²³⁾という。また、本実験試料の純度や分析精度に厳密さを欠いているけれど、焼結

Fig. 8 Effect of sintering time on carbon and oxygen contents in carbonyl iron compacts sintered at 1123 K and 1423 K.

時間によって試料BおよびDの含有O量が大きく異なる結果が得られていることからカーボニル鉄焼結体のIGFがOによって誘起されると速断するにはやや困難であると思われる。

つぎに、カーボニル鉄焼結体のIGFと固溶Cとの関連性であるが、純鉄では脱炭や浸炭によって破壊形態が粒内型から粒界型に可逆的に変化する⁽¹⁶⁾ことや粒界にCが欠乏すればIGFが起こる⁽¹⁷⁾という。また、O量を30~200 mass ppm含有する純鉄で固溶C量が21 mass ppm以下の場合O量に関係なく、その破壊形態はIGFになる⁽¹⁸⁾ことが知られている。このような固溶Cの挙動を本実験結果と対比してみると、Fig. 8の試料BとDにおけるC量は明らかに差があり、かつ、試料BのC量は焼結時間とともに減少して長時間焼結では約20 mass ppmになっている。また、Fig. 9に示すように、IGFが現出する1123 K-172.8 ks焼結した試料Bに928 K-36 ks浸炭処理[†]を施した試料では、その疲労破面は粒内破壊が大部分を占め、IGFは僅かであった。なお、この試料のC量は約95 mass ppmと増加していた。このように、破壊形態がC量によって粒内型から粒内型に変化することが確かめられた。したがって、カーボニル鉄焼結体に現出するIGFの成因には固溶Cの方が、むしろ、大きな役割を果たしているものと類推される。

ところで、γ域で短時間焼結した他の鉄圧粉体の疲労過程における疲労き裂は、内在する比較的大きな気孔⁽²⁴⁾⁻⁽²⁶⁾、粉粒界⁽²⁴⁾、あるいは、非金属介在物⁽²⁵⁾で発生し伝播す

[†] 浸炭剤として活性炭(90 mass%)と Na_2CO_3 (10 mass%)の混合粉末を用いた。

Fig. 9 Scanning electron micrographs of fatigue fractured surfaces of notched specimens sintered at 1123 K for 172.8 ks (a) and then carburized at 928 K for 36 ks (b).

(a) $\sigma = 137.3 \text{ MPa}$, $N = 1.1 \times 10^5$

(b) $\sigma = 147.1 \text{ MPa}$, $N = 2.0 \times 10^5$

Carbon content: (a) 20 mass ppm, (b) 95 mass ppm

Fig. 10 Cumulative frequency distribution of pore size in carbonyl iron compacts sintered at 1123 K.

る。このように焼結鉄の疲労破壊には気孔組織が大きな役割を果たしており、本実験試料で観察されるIGFもその気孔組織によって影響を受けているかも知れない。

そこで、試料Bの気孔径分布および単位粒界表面積当たりの粒界気孔数と焼結時間との関係を求めてみた。

Fig. 10に示すように、試料Bの気孔径分布曲線は焼結時間とともに気孔径が大きくなる側に移行している。このことは微細気孔が粗大気孔に吸収されて消滅し、気孔が粗大化していることを示している。また、Fig. 3(a)からも明らかに、フェライト結晶粒度も気孔のピン止め作用によりその成長は鈍い⁽⁷⁾が気孔径と同じように焼結時間とともに粗大化するので、粒界気孔数の比較は、単位粒界面

Fig.11 Effect of sintering time on S_v and P_{GB}/S_v for carbonyl iron compacts sintered at 1123 K.

S_v : Area of grain boundary per unit volume

P_{GB}/S_v : Number of pore intersected by grain boundary per unit area of grain boundary

積当りで表示した。試料Bの粒界気孔数はFig.11に示すように焼結時間によって余り変化していない。このことは、単位粒界面積に占める粒界気孔数が各焼結時間の試料で、ほぼ等しいと考えることができる。ここで、気孔を球形とすれば、気孔の自由表面積は気孔半径の2乗に比例して増加するから、単位体積当りの粒界面積は焼結時間とともに減少することになる。したがって、粒界有効面積の減少は粒界の結合力を低下させるような他の要因があるなら、それらと相乗的に作用して、十分、結晶粒界で疲労破壊が生起することを示唆している。

さらに、Fig.5に示したように試料Bでは負荷応力が低いほど、IGFの破面率が大きくなる傾向を示した。このことは小さい応力振幅ほど塑性域が狭く応力集中の著しい部分にひずみの集中とその蓄積が生じ⁽²⁷⁾、結合力の弱い粒界が分離しやすいことを示している。また、Fig.7に示すように、試料Bでは結晶粒が約30 μm と小さいため粒内の応力降下は小さく、一様変形する⁽²⁸⁾のですべり帯はき裂先端前方の塑性域にある結晶粒内全域に形成され、そのすべり線は結晶粒界に達している。その上、隣接結晶粒からの拘束力も働いて粒界に大きな応力集中を生じる結果、粒界がすべり、したがって疲労き裂は優先して結晶粒界で発生し伝播することになる。一方、結晶粒径が約90 μm と大きい試料Eでは、粒内の応力降下も大きく、周囲の結晶粒からの拘束力も粒内全域に及ばず、不均一変形になる⁽²⁸⁾ため、疲労き裂は結晶粒界を横切って粒内を伝播することになると判断される。

こうした疲労き裂発生および伝播の様相とFig.3(a)およびFig.8に示すようにフェライト結晶粒の大きさが変化する焼結時間72.0 ksでIGF破面率が急に増加することを考えあわせるとフェライト結晶粒の大きさもIGFを起こす一つの要因になっている可能性⁽²¹⁾がある。

なお、 γ 域で再焼結した試料Eの含有CおよびO量は、IGFが現われた試料Bのそれと近い値でありながら、 $\alpha\rightleftharpoons\gamma$ 変態を経ることで、IGFが現われなくなったことについて確かなことは不明である。ただし、焼結雰囲気などの問題はあっても、 $\alpha\rightleftharpoons\gamma$ 変態を経て得られるフェライト結晶粒の極端な粗大化に伴う粒界移動とCおよびOなどの不純物固溶元素の粒界偏析挙動に関連性があると考えられる。この点については今後明らかにする必要がある。

以上の結果から、1123 Kで焼結したカーボニル鉄圧粉体の疲労過程で現われるIGFは焼結過程での脱炭による固溶Cの低減にもとづくフェライト結晶粒界の結合力の弱化によって誘起されたものと考えられる。なお、付加的要因として、フェライト結晶粒の大きさおよび粒界気孔の粗大化による粒界有効面積の減少が今回の場合の疲労き裂発生および伝播を助長させていると推論される。

V. 結 言

カーボニル鉄圧粉体の疲労強さに及ぼす焼結温度および焼結時間の影響と1123 Kで恒温焼結した試料の疲労過程に現われるIGFについて検討した。

得られた結果はつぎの通りである。

(1) 同一成形圧の場合、1073K~1423 Kの焼結温度で3.6 ks焼結したカーボニル鉄圧粉体の疲労強さは α 域の焼結温度で大きく、 γ 域では小さい値を示した。得られた耐久限度比は0.41~0.47の範囲にあった。

(2) 1123 Kおよび1423 Kで恒温焼結した試料の疲労強さは焼結時間とともに増加するが、1123 Kで172.8 ks焼結した試料では急激に減少した。

(3) 1123 Kで恒温焼結した試料の疲労破面形態は粒内および粒界破壊の混合型であり、一方、1423 Kで恒温焼結した試料のそれは主に粒内破壊であった。1123 Kで焼結した試料の粒界破面率は焼結時間の増加および含有C量の減少とともに増加した。

終りに本研究を遂行するに当たり、御助言を頂いた九州大学教授 徳永洋一博士に感謝の意を表します。また、CおよびOの分析に御協力頂いた日本鋳鍛鋼(株)田島瑞夫氏および日本鋼管(株)大北智良氏、熱心に実験に御協力頂いた本学部金属工学科 宮崎尚敏氏および大学院生 城戸秀作君に深甚なる謝意を表します。

文 献

- (1) J.J.Bacmann and G.Cizeron : Intern. J. Powder Met., **5**(1969), 39.
- (2) A.R.Poster and H.H.Hausner : *Modern Developments in Powder Metallurgy*, Vol.2, Ed. by H.H. Hausner, Plenum, New York, (1966), 26.
- (3) H.F.Fischmeister and R.Zahn : *ibid.*, (1966), 12.
- (4) G.M.Krishnamoorthy : Powder Met., **14**(1971), 27, 164.
- (5) 西田正孝：応力集中，森北出版，(1967)，190.
- (6) 佐久間健人，西沢泰二：日本金属学会会報，**10**(1971)，279.

- (7) 渡辺龍三, 増田良道: 日本金属学会誌, **35**(1971), 251.
- (8) 黒木英憲, 小林由定, 徳永洋一: *ibid.*, **41**(1977), 920.
- (9) 紺田 功, 大北熊雄: 粉体および粉末冶金, **18**(1972), 302.
- (10) 徳永洋一: 日本金属学会会報, **11**(1972), 353.
- (11) G.D.Boda and D.J.Mack: *Met. Trans.*, **1**(1970), 1455.
- (12) M.Oxley and G.Cizeron: *Intern. J. Powder Met.*, **1**(1965), 15.
- (13) 渡辺孝章: 日本金属学会誌, **17**(1953), 587.
- (14) 本田忠敏: 粉体および粉末冶金, **23**(1976), 61.
- (15) W.P.Rees and B.E.Hopkins: *J.Iron Steel Inst.*, **172**(1952), 403.
- (16) J.R.Low, Jr. and R.G.Feustel: *Acta Met.*, **1**(1953), 185.
- (17) C.J.McMahon, Jr.: *ibid.*, **14**(1966), 839.
- (18) R.Honda and H.Tagat: *Met. Sci. J.*, **2**(1968), 172.
- (19) 塚原靖夫, 吉川明静: 金属材料技術研究所報告, **15**(1972), 2, 61.
- (20) A.Kumar and V.Raman: *Acta Met.*, **29**(1981), 1131.
- (21) 松井秀樹, 木村 宏: 日本金属学会誌, **47**(1983), 294.
- (22) たとえば, C.Pichard, J.Rieu and C.Goux: *Met. Trans.*, **7A**(1976), 1181.
- (23) 黒木英憲, 後藤秀人, 徳永洋一: 粉体および粉末冶金, **15**(1968), 184.
- (24) 紺田 功, 大北熊雄, 田島良和: 粉体および粉末冶金, **22**(1975), 136.
- (25) P.S.Bankowski and W.H.Feibach: *Intern. J. Powder Met.*, **6**(1970), 23.
- (26) P.Franklin and B.C.Davies: *Powder Met.*, **21**(1978), 7.
- (27) 田中雄一, 河村公治, 加藤清夫, 井川克也: 鋳物, **53**(1981), 500.
- (28) 吉川紀之, 萩原芳彦, 国尾 武: 日本機械学会論文集, **36**(1970), 281, 9.