微粉体材料の活性と反応性の測定

仙 名 保*
Mamoru SENNA

1. はじめに—指標探しの難しさ

粉体の物理的もしくは形態学的物性の測定法は、最近の超微粉体への対応に戸惑いながらも、長い技術の蓄積からその進歩は急である。それに比較して、界面化学的もしくは化学的物性は、その指標すら定まっていないのが現状のように思われる。微粉体の活性や反応性は、その材料が本来しかるべき化学反応や焼結、溶解などの用途に供される場合はもとより、安定な貯蔵など、広義の「反応」の回避のためにもまた重要な問題である。

粉体を化学物質としてとらえ、その化学的性質を論じるための直接的な尺度は気体や液体と同様、化学ポテンシャルである。不均一系の熱力学では固体の活量を1と置くが、これはもとより理想的な場合であり、実在固体では構造の乱れに伴うポテンシャルエネルギーの過剰分だけ熱力学関数の値が変化する。したがって「活性」な物質の特性は、その化学ポテンシャルが、同一物質の最も「不活性」な状態に比較してどれだけ高いかによって示される¹⁾。すなわち温度 T における「活性」 A_T^* は、同じ温度における活性状態と不活性状態の化学ポテンシャルをそれぞれ G_T^* および G_T としたとき、

$$A_T^* = G_T^* - G_T \quad (1)$$

で表される。

一方、粉体の結晶固体としての側面に着目すれば、粒子表面および内部における種々の原子配列の乱れがポテンシャルエネルギー増大の原因すなわち活性の起源である。しかし、一部の特殊な固体を除いては、原子配列の乱れ、すなわち格子不整または構造不整は

材料全域にわたってランダムには起こらず、0～3次元の「欠陥」の形をとる。また、これらの「欠陥」は場所的な制約条件のもとで存在するので、トポケミカルな因子、もしくは欠陥の分布状態も考慮しなければならない。

以上の両特性は単結晶においても論じられるが、微粉体においてはその他に、いわゆる「粉体特性」、すなわち、比表面積や粒子の大きさ、形状などが決定的に重要な役割を果たす。摩砕時に起こるトリボケミカル反応では、「反応誘発限界粒径」が存在するという説もある²⁾。表面が固体バルクに比較して高いエネルギー状態にあることは周知の事実であり、固体に固有とされる単位表面積あたりの自由エネルギー、いわゆる表面エネルギーに比表面積をかければ、材料の単位体積もしくは単位質量あたりの表面のもつエネルギーは計算できる。しかし、固体の活性を論ずる場合には、構造不整、分極、吸着などを考慮にいれた実在固体表面におけるエネルギーの大小を知る必要がある。微粉体材料ではこうした表面の特性がとくに重要な意味を有するため、活性微粉体の関与する現象はさらに複雑となる。そしてやっかいなことに、反応性もしくは反応速度には上記の諸特性がきわめて混みいった形で反映される。本稿ではこのような微粉体の「活性」と「反応性」の実験的追究法に関して概説する。

2. 過剰エンタルピーと熱測定

物質の化学ポテンシャルは適切な電池を組んでその起電力を測定すれば原理的には求めることが可能である。また、標準エントロピーも、熱力学第三法則にしたがって厳密にカロリメトリーを行って各温度における比熱と、相転移時の潜熱とを測定すれば実験から求めることができる。しかし、実在の粉体材料についてはこれらの測定はほとんど不可能である。したがって通常は、化学ポテンシャルのエントロピー項を無視し

昭和61年2月26日受付

*慶応義塾大学理工学部応用化学科

(〒223 横浜市港北区日吉3-14-1)

TEL 044-63-1141

て、反応熱の差からエンタルピーの過剰量のみが求められる。

エントロピー項の扱いに関しては、Torkar による詳しい検討があり、過剰エントロピー項が場合によっては無視できないことが指摘されている³⁾。構造不整に基づくエントロピーの変化は、ゼロ点エントロピーを有限の値に変化させることがその主因である。Fig. 1 に模型的に示したように、 A_T^* のエンタルピー項 $H_T^* - H_T$ は温度と共に増大するが、エントロピー項はその上限と下限を破線で示したように、エンタルピー項よりさらに急激に増大するため、 A_T^* は温度 T とともに減少して融点で 0 となる。この点に関するさらに詳細な議論のためには、活性化に伴う比熱変化を温度の関数として知る必要があるが、実験データが不足のまま、定量的な検討はほとんど行われていないのが現状である。

過剰エンタルピーは、「標準」試料と「活性」試料の一定圧力における反応熱、すなわち反応エンタルピー変化の差異として求められる。反応終了後の熱力学的状態が出発物質によらず一定であることが必要十分条件である。用いられる反応としては、溶解熱が圧倒的に多い。溶液のエンタルピーが温度圧力さえ一定であれば濃度のみによって決まるため、反応後の状態が出発試料によって変化しないことがほぼ自動的に保証されるからである。難溶性試料では工夫が必要だが、溶け残りがあっても過剰エンタルピーの測定が可能とする考え方もある⁴⁾。

図1 H_T^* , G_T^* および A_T^* の温度変化のモデル図³⁾
 ΔH^B は標準生成エンタルピー。

測定はカロリメトリーによって行われることが多い。その際には測定精度の確保がなによりも重要である。そのためにはまず、適切な溶媒を選択する必要がある。0.1 N 程度の塩酸やクエン酸がよく用いられる。EDTA-A (エチレンジアミン四酢酸) 水溶液への溶解熱 (厳密にはキレート生成熱) は反応が速やかで確実であり、反応熱が小さいなど多くのメリットがある。100 mg の炭酸カルシウムを 50 cm³ の 0.1 N-EDTA に十分溶解させることができ、このときの発熱量は炭酸カルシウム 1 グラム当量あたり 15~25 kJ 程度である⁵⁾。EDTA への炭酸鉛の溶解熱測定のケーススタディーは別の拙著で紹介した⁶⁾。

カロリメーターの方式にはいろいろあるが、かなり大きな溶解エンタルピーの微小な差異を精度よくとらえるためには、双子型伝導熱量計が便利であり市販品もある。同熱量計は Fig. 2 に概略を示したように、同一構造の熱量計機構を共通のヒートシンク上に対称に配置したものである。試料は通常ガラスアンプル中に真空封入し、比較側には同一の空アンプルを装着して、遠隔操作により 2 個を同時に破壊する。この方法によれば、アンプル破壊時の熱変化や攪拌時のジュール熱およびヒートシンクの温度変化など、精密カロリメトリーにおける障害の多くを除去することができる。にもかかわらず、実際には、アンプル破片による攪拌のトラブルなども起こり、時間と熟練を要する測定であることは否めない。

過剰エンタルピーは DSC などの熱分析からも求められる。この場合には、分解熱⁷⁾や還元熱⁸⁾などの反応熱のほか、回復・再結晶に伴う発熱⁹⁾を利用することもできる。実験方法も溶解カロリメトリーに比較してはるかに簡単である。0.25% のチタンを含むアルミニウムをアルゴン中で振動ミルにより摩砕した試料の熱分析プロファイルと、過剰エンタルピーの摩砕時間に

図2 双子型カロリメーターの原理図

図3 摩砕したアルミニウム(0.25 wt% Tiを含む)のDTA発熱曲線の摩砕時間による変化⁹⁾

図4 摩砕によるアルミニウム(0.15~0.25 wt% Tiを含む)の過剰エンタルピー ΔH^* と摩砕時間との関数⁹⁾

よる変化をFig.3 および 4 に示す⁹⁾。熱分析の場合、試料の形態は熱変化終了後も微粉体であることが多く、また焼結などを伴うこともあるため、その熱力学的状態が出発物質によらず一定であるとする前提が充足さ

れているかどうかを吟味する必要がある。また、分解熱など、反応が気体の出入りを伴う場合、測定時の雰囲気もしくはキャリア気体の流速は測定精度のみならず過剰エンタルピーの値そのものを左右することがある。

3. 構造の乱れとX線回折

X線回折ピークの幅の広がりから格子歪みと結晶子の大きさに関する情報が得られ、またピーク強度から結晶化度もしくはX線無定形相の量に相当する指標が得られることはすでによく知られている。回折測定技術の詳細は成書¹⁰⁾に詳しいので重複は避けるが、ピークの面積を高さで除して「積分幅」を求める場合、バックグラウンドの適切な評価が結果の精度を大きく左右する。そのため、ピークが現れないことが確実な領域についての回折測定も必要であり、ピーク近傍のみの測定では不十分である。

ピークの幅に関しては、回折装置そのものによる幅の広がりに関する補正を必要とする。粉体の摩砕などに伴う格子不整の変化を相対的に比較する場合には、出発物質の結晶性が完全であると仮定しても実用上は差し支えない。しかし、異なる出発物質を用いた場合の比較が必要な場合には、出発物質そのものに含まれる不整の定量が必要である。このような目的のためには、20 μm 程度以下の高純度石英などを用い、焼鈍、酸洗浄などによって注意深く前処理したのち用いるべきである。こうして得た標準試料の回折ピークの幅を回折角 θ の関数としてプロットし、必要に応じて内挿して用いる。機械によるブロードニングの補正は、単なる減算によるScherrerの方法よりも、Gauss分布を仮定した二乗差の平方根を用いる方がより現実的と思われる。

このようにして得られた正味のピーク幅 β を用い、 $\beta \cos \theta$ を $\sin \theta$ に対してプロットして得られた直線の傾きから格子歪み η 、また縦軸切片の逆数にX線の波長を乗じた値から結晶子の大きさの平均値 D が得られる¹¹⁾。このプロットはしばしば大きくばらつくが、それはX線回折の測定精度のみが原因ではない。結晶子の破壊もしくは微細化に異方性があれば、それぞれの面指数のグループに対して異なる直線関係が得られるはずである。これらの、より詳細な情報を得るためには、Warren Averbachの方法¹²⁾や、Variance法¹³⁾を用いるべきである。

上述のピークの幅の広がりからの情報に比較すると、ピーク強度の変化に関する測定はより簡便でかつ有用

な情報を与える。ピーク強度は試料の粒度やホルダーへのマウントの仕方などによって変化するから、一定の割合で混合した内部標準試料とのピークの比をとるのが普通である。内部標準物質としては、単純な結晶系に属し、安定な微粉末が得られるフッ化カルシウムや酸化マグネシウムなどがよく用いられる。活性試料の相対強度 I_r と出発物質もしくは焼鈍などにより「不活性化」された基準物質の相対強度 I_{r0} との比 I_f はしばしば結晶性の尺度として用いられる。測定に当たっては、実験的に得られる幾つかの回折ピークについての平均値を用いるのが普通である。 I_f の値を1から減じた量は、X線的な無定形相の割合に対応する。ガラスの結晶化の場合のように、非晶質部分と結晶部分とが分かれていることが明らかな試料の場合には、結晶化度 K は、

$$K = (I_g - I_x) / (I_g - I_B) \quad (2)$$

で表されることもある¹⁴⁾。ここで I_g 、 I_x 、 I_B はそれぞれガラス、部分的結晶化試料および完全結晶の等しい 2θ において観察されるX線散乱強度である。非晶質化に伴うバックグラウンドの変化を考慮する際に強度との比をとって、

$$K = (I_x / U_x) / (I_0 / U_{B0}) \quad (3)$$

とする場合もある¹⁵⁾。ここで I_x 、 I_B はそれぞれ試料および完全結晶の回折強度、 U_x および U_{B0} はそれぞれのバックグラウンドの散乱強度である。

活性固体材料における回折強度の低下は、実際には材料の一部分が非晶質化するために起こるのではなく、格子点の位置があたかも熱振動によってその位置を不確定化するように、格子の「攪乱」によって起こると考えるべきである。この点に着目して、上記の I_f や K より物理的意味のはっきりした量をX線測定から求める試みは古くから行われている。その一つはFrickeとGwinner¹⁶⁾によって提案され、Tetznerら¹⁷⁾によって改良された「格子攪乱」である。格子攪乱の振幅 u_x は式(4)で定義される：

$$Q/Q_0 = \exp[16 \pi^2 u_x^2 (\sin^2 \theta_2 - \sin^2 \theta_1) / \lambda^2] \quad (4)$$

ここで Q 、 Q_0 はそれぞれ試料および標準試料の2個の回折ピークの比 $(I_{hk})_1 / (I_{hk})_2$ 、 λ はX線の波長である。稲垣ら¹⁸⁾は類似の概念をDebyeの有効温度因子 B_{eff} と呼び、その計算方法をつぎのように提案した。

$$\ln(I_{obs} / I_{calc}) = \ln k - 2B_{eff} (\sin^2 \theta / \lambda^2) \quad (5)$$

回折強度の計算値 I_{calc} が得られれば、 B_{eff} は $\ln(I_{obs} / I_{calc})$ を $\sin^2 \theta / \lambda^2$ に対してプロットしたときに得られる直線の傾きから求めることができる。

このようにX線回折ピークの強度測定は便利である

が、前述のピーク幅の広がりから得られる特性との相関についてはあまり多くの注意が払われていないように思われる。稲垣らはプレスやボールミルによって前処理した試料について上述の B_{eff} を格子歪み η と比較している。**Fig.5**にその結果を再掲する¹⁸⁾。同図によれば、格子ひずみの小さい領域では両者は直線に近い相関関係を示しはするが、その傾きは物質によって何倍も異なる。さらに、格子歪みが大きい領域では η が増加しても B_{eff} はほぼ定常値に留まる現象が多く、物質で観察されている。

摩砕などによって結晶構造が著しく乱された試料に関しては、X線回折ピークの解析は不可能である。このような場合には、動径分布関数法が有力な手段とな

図5 摩砕またはプレスした各種粉体の B_{eff} と格子歪み η との関係¹⁸⁾

図6 Nb_2O_5 -H 相微粉体の摩砕に伴う動径分布関数の変化¹⁹⁾。摩砕6～15hでは回折図形はハローパターンのみを示し、24h以降ではブロードなTT相のピークが現われた

る。同法によれば回折を起こし得ないような微小領域での短距離の秩序性に関する情報を得ることができる。振動ミルによって無定形化した Nb_2O_5 の動径分布関数の例をFig.6に示す¹⁹⁾。EXAFSによれば、無定形化合物中の特定原子間の結合距離に関してさらに詳細な情報を得ることができる。

4. 反応性と活性の分布

これまで述べてきたエネルギーおよび構造から見た活性の尺度は同時に反応性の尺度でもあるが、両方の尺度は一対一には対応しない。「反応性」(reactivity)は国際会議の題名にも用いられているが、あいまいな言葉である。反応性に関する、定義の確立した尺度は反応速度定数 k である。実験から k の値を求めるためには当然、反応速度を測定する必要がある。

反応速度追跡の典型的な手法は；(1)分解や酸化反応を熱天秤で；(2)磁性の変化を伴う相転移を磁気天秤で；(3)密度変化の大きい相転移や焼結を熱膨張計で；(4)液体への溶解反応をpHメータまたは電導度計などでそれぞれ調べるものである。これらはいずれも1バッチの出発物質から連続的に一本の速度曲線が得られるため、各時点での取り出し試験法に比較してはるかに能率がいい。DTAやDSCなどの熱分析によっても反応開始温度の変化など、反応速度に関する間接的な情報は得られるが、速度定数などを求めることはできない。

固体の関与する反応は、進行中に駆動力の大きさや、律速過程そのものなどに変化が起こることが少なくないため、単一の速度過程、したがって、一義的に定義しうる反応速度定数を反応率の広い範囲にわたって決定するのは難しい。経験的には溶解反応において相境界反応速度式(球収縮モデル)、熱分解において一次反応速度式、相転移においてAvrami-Erofe'efの式などがよく適用される。固体反応速度式に関してはHulbertの総説²⁰⁾を、またそのあてはめに関してはHancock-Sharpの総説²¹⁾を参照されたい。

活性の尺度、たとえば過剰エンタルピーが同じ試料でも、その物質を化学反応に供したときの反応速度定数は同一にはならない。種々の条件下で活性化を行った炭酸鉛の溶解反応速度定数と過剰エンタルピーとの関係の一例をFig.7に示す²²⁾。このように、反応速度と過剰エンタルピーのような「オーバーオール」な性質との関係が一義的に定まらない最大の理由は、蓄積されたエネルギーのうち反応の促進に有効であるものの比率が試料の形態や履歴によって異なるためである。

図7 摩砕した PbCO_3 の分解反応の速度定数 k_p と過剰エンタルピー ΔH^* との関係²²⁾。黒ぬり、白ぬきのプロットはそれぞれシクロヘキサン中および空気中での摩砕。丸、四角、三角のプロットは振動ミルの振幅10 mm, 24mmおよび50mmに対応する

このような蓄積エネルギーの「有効性(availability)」はトポケミカルな因子、すなわちエネルギーの蓄積がどのような形態でどのような場所にどのように分布しているかによって決まる。たとえば、粒子表面に起こる反応の促進のためには、広大な表面積と高い表面エネルギーが有効である反面、粒子内部深くにある積層欠陥などは反応に寄与できない。このような活性点の分布は、摩砕などによって材料の活性化を図る際、装置および操作条件の選択によってある程度変化させることができる²³⁾。

2次元のモデル粒子中の各原子について、その配列に基づいて「局部ポテンシャルエネルギー」を計算し、その大小を色の濃淡で示したのがFig.8(a)である²⁴⁾。このような原子の配列からポテンシャルエネルギーの高い順に原子を除去し、その都度局部ポテンシャルエネルギーを再計算することを繰り返して行くと、溶解過程をシミュレートすると、溶解後の粒子の形態はそれぞれFig.8(b), (c)のように変化する²⁵⁾。実際の粒子中の活性中心を含む原子配列はFig.8に示した2次元モデル粒子に比較してはるかに複雑であることは論を待たないが、定性的には類似の現象が起こるものと考えられる。

トポケミカルな因子、すなわち活性中心やエネルギー蓄積の分布を実在の微粉体材料について実験的に求めることは容易ではないが、その最も単純な方法の一つは、試料を段階的に部分溶解させ、それぞれの試料についてオーバーオールな測定値を求め、部分溶解量 X に対してプロットする方法である²⁶⁾。このようにして求めた過剰エンタルピーの X に対する変化の一例をFig.9(a)に示す。同図のデータを図微分すれば、

図8 2次元モデル粒子の溶解のシミュレーション²⁵⁾

Fig.9(b)に示したような局部的過剰エンタルピーのXに対する変化の様相がわかる。

このような「部分溶解法」による解析を行うに当たっては、部分溶解によって実際の試料のどの部分が選

択的に除去されたかを別途調べておく必要がある。一般に表面の活性は一様でなく、したがって部分溶解時に玉ねぎの皮をむくように表面から順序よく原子の除去が行われることはまずあり得ないからである。

類似の発想から、ESCAなどの分光分析における「深さ分析」によってトポケミカルな情報を得ることも可能である。Arイオンによるスパッターは溶解に比べればより「物理的」な原子除去法であり、表面の活性の大小にかかわらず「均等」に表面が削り取られる可能性もある。しかし実際にはArエッチング法においては、軽元素原子が優先的にたたき出される傾向があることに注意を払う心要がある。また、X線分光法では、電子の結合エネルギーの化学シフトから結合状態の変化は分かるものの、反応活性と直接結びつく過剰エンタルピーや構造不整の分布に関する情報を得るにはまだ証明不能の多くの仮定を置くことを余儀なくされているのが現状である。

以上とは別に、DSCなどの熱分析のプロファイルからもエネルギー蓄積の内容と分布を推測できる。なぜなら、構造不整の度合いが激しいほど加熱時により低温でエネルギーの解放が起こると考えられるからである。摩砕した γ -Fe₂O₃の蓄積エネルギーの解放によるDSCプロファイルの例をFig.10に示す²⁷⁾。同図より、摩砕時間の変化は活性の分布に大きな変化をもたらさないが、アニールした試料では発熱の温度領域や発熱曲線の形状に変化が起こることがわかる。

図9 振動ミルにより摩砕したPbCO₃の過剰エンタルピー ΔH^* と部分溶解量Xとの関係²⁶⁾
サンプルA, Cは空气中, B, Dはシクロヘキサン中で摩砕。サンプルA, C, Dは振幅50mm, サンプルBは振幅10mm。摩砕時間はサンプルA 3h, B 25h, C, Dは1h

図10 シクロヘキサン中で摩砕した γ - Fe_2O_3 の回復に伴うDSC発熱曲線のプロファイル²⁷⁾。曲線Aは3h摩砕試料：B～Eは同試料をそれぞれ150°C，200°C，250°Cおよび300°Cで1hアニールしたもの。影で示したのは1h摩砕試料。

5. おわりに一広い視野からの分析

これまでに述べた分析方法の他にも、微粉体材料の活性に関する測定法はいろいろある。たとえば、IRやRAMAN散乱分光法は、分子構造と結晶構造の関連において重要である。ことに、結晶子の微細化が進み、回折ピーク強度が低下した試料に関しても、上述のスペクトルは常に吸収帯を有し、したがって、X線的に

は無定形でありながらなお結晶相に特有な局部的オーダーリングを残しているような状態を記述することが可能である²⁸⁾。また、ESRも高分子物質に限らず、シリカなどの活性化に伴う構造変化の追跡に重要である²⁹⁾。

構造変化に磁気的変化が重量する場合には Mössbauer スペクトルもまた構造に関するきわめて有力な情報を与える³⁰⁾。同スペクトルはまた、表面と内部の情報を独立に提供し得るメリットを有している。さらに、衝撃などによって起こる短寿命の構造変化を迅速に測定するためにシンクロトロンを用いてms単位での変化を追究した例もある³¹⁾。以上、表題についての具体的方法の記述より、「難しくてできない」という否定的な記述の方が多くなってしまったようにも思える。これらの問題点に関する認識はまだごくわずかの研究者レベルにしか行き渡っておらず、方法論も一部の研究室からいくらか外に出てはいない。しかし、「非平衡材料」である活性微粉体を求め、使いこなし、さらには必要な改質や設計を行うために本稿に述べた未完のキャラクターゼーション法をさらに検討することは、あながち時間の無駄とは言えないように思われる。

引用文献

- Hüttig, G. F. and G.M. Schwab: "Handbuch der Katalyse IV", p.318, Springer, Wien (1943)
- Lin, I.J. and S. Nadiv: *Mat. Sci. Eng.*, **39**, 193 (1979)
- Torkar, K.: "Proc. Int. Symp. Reactivity of Solids", p.400, Elsevier, Amsterdam (1961)
- Tkacova, K. and H.-P. Heegn: *Banické Listy*, **9**, 43 (1984)
- Heegn, H.P.: "Untersuchungsmethoden zur Charakterisierung mechanisch aktivierter Festkörper", p.138, Köz dok, Budapest (1978)
- 仙名 保: 粉体工学会誌, **22**, 396 (1985)
- Miyasaka, K. and M. Senna: *Thermochim. Acta*, **83**, 225 (1985)
- Senna, M. and K. Schönert: *Powder Technol.*, **31**, 296 (1982)
- Wagendristel, A. and R. Porak: *Aluminium*, **47**, 195 (1971)
- Klug, H.P. and L. E. Alexander: "X-ray diffraction procedures", Wiley, New York (1974)
- Hall, W. H.: *Proc. Phys. Soc.*, **62A**, 741 (1949)
- Warren, B.E. and B.L. Averbach: *J. Appl. Phys.*, **21**, 595 (1950)
- Criado, J.M., F. Gonzalez, M. Gonzalez and C. Real: *J. Mat. Sci.*, **17**, 2056 (1982)
- Ohlberg, S.M. and D.W. Strickler: *J. Am. Ceram. Soc.*, **45**, 170 (1962)
- Ludwig, G.: "Untersuchungsmethoden zur Charakterisierung mechanisch aktivierter Festkörper", p.113, Köz dok, Budapest (1978)
- Fricke, R. and E. Gwinner: *Z. Phys. Chem.*, **A183**, 165 (1938)
- Tetzner, G. and R. Schrader: *Krist. Tech.*, **9**, 697 (1974)
- Inagaki, M., H. Furuhashi, T. Ozeki and S. Naka: *J. Mat. Sci.*, **8**, 312 (1973)
- Ikeya, T. and M. Senna: 投稿中
- Hulbert, S.F.: *J. Brit. Ceram. Soc.*, **6**, 11 (1969)
- Hancock, J.D. and J.H. Sharp: *J. Am. Ceram. Soc.*, **55**, 74 (1972)
- Miyasaka, K. and M. Senna: *Reac. Solids*. 印刷中
- Bernhardt, C. and H.-P. Heegn: *Freib. Forsch. -H.*, **A602**, 49 (1978)
- Machida, M. and M. Senna: *J. Phys. Chem.*, 印刷中
- Machida, M. and M. Senna: 投稿中
- Ito, K. and M. Senna: 投稿中
- Imai, H. and M. Senna: *J. Appl. Phys.*, **49**, 4433 (1978)
- Iguchi, Y. and M. Senna: *Powder Technol.*, **43**, 115 (1985)

- 29) Steinike, U., B. Müller, I. Ebert and H.P. Hennig
: *Krist. Tech.*, **14**, 1469 (1979)
30) Pabljukhin, Yu. T., Ya. Ya. Medikov and V.V.

- Boldyrev : *Mat. Res. Bull.*, **18**, 1317 (1983)
31) Boldyrev, V.V. : "Treatise on Materials and Technology", Vol. 19B, p.185, Academic, New York (1983)

＜書 評＞

粉体の科学——最先端技術を支える「粉」と「粒」

神保 元二著
講談社「ブルーバックス」
B-613 (1985)
179ページ, 540円

本書は粉体の物性、計測及び工学について平易な言葉で書かれた入門書である。1章と2章では、粒子径、付着特性などの物性と現在の粉体技術のレベルの両面から粉体、微粉体、超微粉体の定義がなされている。第3章では、なぜ人間が粉体を利用するかに始まって、なぜ超微粉製造にやっきとなるかを明解に説明している。第4章では、粒度測定の原因、測定技術の変遷、さらにコンピュータ、センサーなどハイテクの成果を利用した微粉体の粒度測定技術の最近の進歩が紹介されている。第5章から7

章では、粉体の単位操作ともいうべき、粉碎、空気輸送、集じん、貯槽操作が述べられているが、中でも著者が専門にされている粉碎の章は粉碎のメカノケミカルな効果をもとりまぜて説明している点、大変興味深い。

全体的には、著者が技術史に造詣が深いためか随所に技術史上興味のあるエピソードが紹介されており、肩のこらない読みやすい内容になっており、学生、初学者にはうってつけの粉体の入門書といえよう。

(R. Y.)