焼結 2 相 合 金 の 強 度 と 靱 性

大 槻 悦 夫* 増 田 良 道**

1. は じ め に

現在粉末冶金の方法によってつくられている焼結 2 相合金はきわめて種類が豊富であり、その組成や組織形態は個々に異なり、それぞれの機械的性質も各種各様である。したがって、すべての焼結 2 相合金についてそれらの強度や靱性を組織学的立場から一般的に整理しようとする試みはおよそ不可能である。そこで、今回は焼結 2 相合金の代表的な一例として、WC-Co 系焼結合金をとりあげて、その組織と強度および靱性の関係をのべることにしたい。

なお、この合金は現在市販されている各種の超硬質合金の基本になった合金であり、粉末冶金技術によって開発されたまさに画期的な焼結材料の 1 つである。発明以来すでに約半世紀になるが現在も特殊工具材料として不動の座を占めており、この合金についてはこれまで技術的にも、また学術的にも非常に多くの研究が行なわれている。そのため、他の焼結 2 相合金に比べてこの合金に関する材料学的な研究の蓄積は圧倒的に豊富である。それがこの合金をここにとりあげた 1 つの理由である。

この種の超硬質合金は一般に一部分液相が存在する状態で焼結が行なわれるが、最近ではできるだけ欠陥の少ない製品をつくるために、さらに高圧アルゴン中で再焼結が行なわれることもある。しかし、現在の粉末冶金技術には限界があり、どのような方法でも気孔を全く含まない焼結合金をつくることはきわめて難しい。超硬質合金の場合もその例外ではない。したがって、一般の焼結材料と同様に、この合金の強度や靱性について考えると、当然残留気孔の影響を無視するわけにはいかないが、2 相合金の性質という一般的な見地からみると、粉末冶金製造技術からくるこの残留気孔の問題は焼結材料にまつわる特有の問題であり過ぎるきらいがある。そのため、今回は紙数の制約もあるので、残留気孔の問題は省略して、直ちに本題に入ることをお許しいただきたい。

2. 組織と機械的性質

(1) 焼結 2 相合金の組織因子

一般に切削工具や耐摩耗工具に用いられている WC-Co 系超硬合金の組成は Co 量が 3~30 wt% の範囲で、その組織は写真 1 に示したように WC 粒子が Co 相によって結合されている。したがって、この組織形態は合金の Co 量、すなわち Co の体積分率 f や、WC 粒子の大きさ、すなわちその平均切片長 l_{wc} によって変化し、これらの組織因子と Co 結合相の平均的な厚さを表わす組織因子、すなわち Co 相の平均自由行程 l_{co} との関係は式(1)で与えられる⁽¹⁾。

$$l_{co} = l_{wc} \frac{f}{1-f} \quad (1)$$

写真 1 WC-6 wt% Co 合金の組織。(×1500×3%)

(2) 抗折力

WC-Co 系超硬合金については、従来、その用途の関係で工業的にはおもにその硬さと抗折力が強度、あるいは靱性の尺度として用いられている。その測定法にはなお種々の問題があるが、すでに非常に多くの測定結果が報告されており、それらの結果を総合すると、一般的な傾向としては、ある範囲の Co 量を含む合金において抗折力が極大値をとり、またその極大を境にして Co 量の少ない合金では WC 粒が大きいほど抗折力は大きくな

* 東北大学助手；工学部金属加工学科

** 東北大学教授；工学部金属加工学科

On the Strength and Toughness of Sintered Two Phase Alloys; Etsuo Otsuki, Yoshimichi Masuda (Department of Metal Processing, Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)
1975 年 7 月 14 日受理

† WC 粒子相互の接合を考慮に入れたときの関係は次式で与えられる。 $l_{co} = l_{wc} (f/(1-f)) \cdot (C/(1-C))$ 、ただし、 C は WC 粒子間の接合組織因子 (contiguity factor) である⁽²⁾。

るし、一方、Co 量の多い合金では逆に WC 粒が大きいほど抗折力は小さくなる。したがって、中間の Co 量を含む合金では WC 粒子のある適当な大きさの合金においてその抗折力が最大となる。

そこで、組織因子 l_{Co} に対して抗折力をプロットしてみると図 1⁽³⁾ のようになる。この図からわかるように、Co 量の異なる各種の合金はいずれも l_{Co} がほぼ 0.4μ のところで最大の抗折力を持ち、その値は主として WC 粒の大きさに依存し、WC 粒が小さいほど大きい⁽⁴⁾。なお、 l_{Co} が大きい高 Co 量合金において l_{Co} に対する抗折力の依存性が直線的にならないのは、ある程度塑性的な破壊がおこるためと考えられている[†]。しかし、いずれにしてもこの種の合金の破壊の臨界条件は主として l_{Co} に依存するといえよう。

図1 WC-Co 合金の抗折力と Co 相の平均自由行程 l_{Co} との関係。(Gurland et al.⁽³⁾)

(3) 引張り強さと圧縮強さ

図 2⁽⁶⁾ は 4 wt% 以上の Co を含む合金について引張り、および圧縮試験を行なって、それらの結果を l_{Co} に対してプロットした図である。この図からわかるように、引張り強さは l_{Co} に対して抗折力とほぼ同様な依存性があり、 l_{Co} が 0.4μ のところで最高値を示している。なお、このことは引張り試験と抗折試験における試料の破壊機構がほぼ同じであることを示しているものと思われる。

一方、圧縮強さは抗折力に比べると Co 量のはるかに少ない合金 (4~6 wt% Co) において最高値を示す。そのため、4 wt% 以上の Co を含む合金では l_{Co} の減少とともに圧縮強さが増加し、また一定の Co 量の合金では WC 粒が大きいほど圧縮強さは低下する。なお、引張

† 一般にこの種の合金の抗折力を求めるときは、試片が弾性応力状態にあるとみなして、その引張り表面せん断応力をもって抗折力としているため、破壊に塑性変形が伴うときは見かけの抗折力値は多少大きく見積られる傾向がある⁽⁶⁾。

図2 WC-Co 合金の強度および破壊ひずみと Co 相の平均自由行程 l_{Co} との関係。(●, ▲); WC 粒径 1.5μ の合金, (○, △); WC 粒径 2.3μ の合金 (Doi et al.⁽⁶⁾)

り、圧縮、いずれの場合にも、降伏強度 $\sigma_{0.02}$ は一致し、 l_{Co} とともに減少するが、破断ひずみは l_{Co} とともに増加することが認められている。

(4) 硬 さ

この種の合金の硬さは図 3⁽⁷⁾ に示したように、Co 量、あるいは WC 粒の大きさの減少に伴って増加する。したがって、 l_{Co} が大きくなるほど合金の硬さは増加する。

図3 WC-Co 合金の硬度と Co 相の平均自由行程 l_{Co} との関係。(Fischmeister et al.⁽⁷⁾)

以上に示したこの種の合金の機械的性質において注目すべき点は、その抗折力と引張り強さが硬-軟 2 相の混合則からは予想し難い組成依存性を示していることである。とくに、Co 量と WC 粒の大きさがある特定の値をもつ合金において、それらの値が最高値を示すことは、実用上靱性を評価するためにも重要である。しかし、その反面、この種の合金の靱性が単にその抗折力のみによっては適確に判断できないことを意味している。

3. 破壊過程

(1) クラックの発生と伝播

一般に材料の破壊過程はクラックの発生と伝播である。したがって、焼結 2 相合金の強度や靱性を考察する場合にも、まずクラックの発生や伝播と組織との関係を知る必要がある。

一般に焼結 2 相合金におけるクラックの発生源としては、組織の不均一性にもとづく欠陥、すなわち、粗大 WC 粒子や、いわゆる Co プールのほかに表面きずや残留気孔があり とくに表面に開いている残留気孔は表面きずと同様、クラックの発生源となる確率が高い。例えば、抗折試験片の破面の観察から、残留気孔に起因して破壊した確率と抗折力との関係を調べた結果をみると、図 4⁽⁸⁾に示したように気孔が破壊に関与した場合は抗折力がいちじるしく低下することがわかる。また、クラックの発生源となった欠陥領域を XMA 分析した結果によると、Si, Fe, Al, C などの存在も認められるので、ある場合にはこれらの化合物の介在物もクラックの発生に寄与していると考えられる⁽⁹⁾。しかし、いわゆる Palmqvist 法⁽¹⁰⁾によるクラック生成荷重の測定結果によると、この種の合金におけるクラック生成荷重はたかだか 1~20 kp 程度でありクラックの生成エネルギーはきわめて小さい⁽¹¹⁾。したがって、この場合クラックの生成過程は合金の強度や靱性には大して関係がないように思われる。むしろ合金中に存在する先在クラック、あるいは

はそれと同様な役割を果たす欠陥からクラックが伝播していく過程の方が合金の強度や靱性に直接関係があるように思われる。例えば、気孔、粗大 WC 粒子、Co プールなどクラックの発生源となりうるような欠陥のある合金試料について抗折力を測定し、その値と試料中の欠陥の大きさとの関係を調べた結果をみると、図 5⁽¹²⁾に示したように両者の間にはある程度の相関性が認められる。このことは、おそらくクラックが伝播を開始する条件がこの種の合金の強度と密接に関係していることを意味するものと思われる。すなわち、欠陥の先端に集中する応力によって、そこからクラックが伝播し始めるときの条件は式(2)で与えられる。

$$\sigma_d(1+a^{1/2}/\rho)=\sigma_0 \quad (2)$$

ただし、 σ_d はクラックの生成場所に作用している公称応力で、抗折力より算出される。また、 σ_0 は欠陥に近接する母相の強度であり、 $2a$ は欠陥径、 ρ は欠陥表面の曲率半径である。

したがって、 σ_0 と ρ がほぼ一定のときには $\sigma_d^{-1} \propto a^{1/2}$ の関係が成り立ちうる。もちろん欠陥の先端における

図 5 σ_d^{-1} と $a^{1/2}$ との関係(WC-10 wt% Co) (鈴木, 林⁽¹²⁾)

図 4 WC-10 wt% Co 合金の強度分布, 平均の抗折力(σ_{fr}), 標準偏差(s), 破壊の起源が気孔であった確率(p) (Anderson⁽⁸⁾)

応力の集中度は単に欠陥の大きさのみでなく、 ρ , すなわち欠陥の形状にも依存し、また、その分布状態にも依存すると考えられる。しかし、これらの因子の合金強度への影響を端的に示す実験資料は未だ与えられていない。

(2) クラックの伝播経路

この種の焼結 2 相合金の場合、伝播し始めたクラック

クが合金組織内を進行していく径路としては一般に3つの径路が考えられる。すなわち、WC 粒内、Co 結合相内、および WC-Co 相界面であるが、いずれがクラックの優先伝播径路となるかは合金の組織によって違ってくる。従来、光学顕微鏡や電顕などにより破面形状を観察した結果は数多く報告されており⁽⁵⁾⁽¹³⁾、それらは必ずしも完全に一致しているとはいえないが、それらの結果を総合してみると、この種の合金の組織とクラックの伝播径路との間には、ほぼ次のような関連性が認められる。例えば、破面における Co% が合金のそれよりも常に大きいという観察結果からみると⁽¹⁴⁾、クラックの伝播はおもに Co 相内、および WC-Co 相界面でおこると思われる。とくに Co 量が多く、また WC 粒子が小さい合金ほどその傾向が強い。しかし、WC 粒子が粗粒になってくると、WC 粒内をクラックが伝播する割合がある程度増加してくる傾向がみられる。なお、WC 粒内破壊の割合と組織因子との間の理論的關係は、次の式(3)で与えられている⁽¹⁵⁾。

$$\ln T = -4K(1-f)/l_{wc} \quad (3)$$

ただし、 T は WC 粒内破壊の面積分率、 K は定数である。

また、破面の電顕観察によると、Co 量が多く、粗大 WC 粒子の合金の破面では、Co 相に dimple pattern が認められ、また WC 粒には river pattern が観察されている⁽¹⁶⁾。なお、このことは、Co 相の厚い合金では、Co 相内で塑性的破断が進行していることを示しており、Co 相内で塑性変形がおこれば、WC 粒界に到達したクラックの底の応力はそのためにより緩和する。したがって、この場合、比較的高い破断応力を必要とする WC-Co 相界面の破壊はおこりにくくなり、図6⁽¹⁵⁾に示したよう

図6 WC 粒子間破壊のうちで、WC-Co 界面あるいは Co 相中の破壊の分率と Co 成分量との関係。(Mason et al.⁽¹⁵⁾)

に、合金の Co 量が増加するとともに WC-Co 相界面破壊の分率は減少していく傾向がある。

4. 強 度

2.(2)でのべたように、この種の焼結2相合金の抗折力は組織因子 l_{co} に対して極大をもち、低 l_{co} 側と、高 l_{co} 側とでは l_{co} に対する抗折力の依存性は全く逆になる。またその組織も低 l_{co} 側では WC 粒同志が結合して骨格を形成し、破断ひずみも小さいのに対して、高 l_{co} 側では Co 相中に WC 粒子が分散した組織形態となり、かなりの破断ひずみをもっている。そのため Gurland⁽¹⁷⁾はこの種の合金の強度を考察するにあたって、低 Co 合金の方は弾性的破壊挙動を示すぜい性材料とみなし、また、高 Co 合金の方は分散強化型の材料とみなして、それぞれについて全く別の理論的取り扱いを行なっている。すなわち、低 Co 側合金については破壊条件式として、平面応力状態を仮定した Griffith-Orowan の式(4)を適用している。

$$\sigma = (2Er/\pi a)^2 \quad (4)$$

なお、 σ は強度、 E はヤング率、 r はクラックが伝播するときの塑性変形仕事量であり、この場合はその大部分が Co の塑性変形仕事量に相当する。また、 $2a$ はクラックが不安定成長を開始するときの臨界径であるが、この種の合金では図7に示したように抗折力 σ_T と WC 粒径 d_{wc} との間には実験的に $\sigma_T \propto d_{wc}^{1/2}$ の關係が成り立つことから、 $2a = d_{wc}$ としている。したがって、このような考え方に立てば、低 Co 合金では WC 粒子の大きさがその強度に対して決定的な役割を果たすということになる。

一方、Gurland は高 Co 合金については Ansell-Lenel⁽¹⁸⁾の分散強化理論を適用しており、この場合、Co 相の塑性変形により WC-Co 相界面付近の Co 相内に転

図7 WC-TiC-Co 合金の抗折力と WC 粒径 d_{wc} との関係。(Stjernberg⁽¹⁸⁾)

位が集積し、その転位によるせん断応力が WC 粒子を破壊するときの値が破壊の criteria になると考えている。したがって、この場合の破壊強度 σ は、式(5)によって与えられている。

$$(q\sigma - \sigma_0)^2 = k \gamma_{wc} \mu \frac{(1-f)^{2/3}}{d_{wc}} \quad (5)$$

ただし、 σ_0 は 1 本の孤立転位を動かすのに要する応力、 γ_{wc} は WC の表面エネルギー、 μ はポアソン比、 q は応力の拡大係数、 k は定数である。

なお高 Co 合金では引張り変形と圧縮変形の挙動が全く一致する。そのため、土井ら⁽²⁰⁾⁽²¹⁾は引張りと圧縮における変形、破壊の機構が同一であると考え、また、この種の合金についての内耗実験により圧縮圧力下の変形過程を研究し、その結果に対して Orowan の分散強化理論を適用して、転位のバイパス模型によりその圧縮耐力を考察している。

ところで、これらの理論的考察ではいずれもクラックの伝播経路については特別な考慮を払っていない。しかも、高 Co 合金の破壊には常に Co 相の塑性変形が伴うので、その仕事量もクラックの伝播経路によって変化し、当然合金強度にも影響がおよぶと考えないわけにはいかない。なお、Kreimer⁽⁶⁾はこのクラック伝播経路の影響を次のように考察している。いま、Co 相における単位体積当りの塑性変形仕事量、 γ_i が一定であると仮定すれば、式(4)中の γ は $\gamma = \gamma_i f$ と置くことができるので、 $\sigma^2 \propto E \gamma_i f$ の関係がえられることになる。そこで、微粒の WC 粒、および粗粒の WC 粒からなる合金について、それぞれ σ^2 と $E f$ の関係を実験的に求めてみると、図 8 に示したように、いずれの合金についてもほぼ直線的な関係が成り立つ。しかし、これらの直線を $f=0$ に外挿した場合、微粒合金では破壊応力 σ がほとんど 0 になることを示しているが、粗粒合金ではなおある程度の破壊強度があり、その値は WC 粒径が大きい合金は

ど大きいことを示している。このことはつまり微粒合金では粒子間破断が主体になるために Co 結合相が少なくなると、その塑性変形仕事の寄与がほとんどなくなってしまうことを示しており、また、粗粒合金ではクラックが WC 粒を貫通するため、Co 結合相が少なくなり、その塑性変形仕事がなくなっても、なお WC 粒が破断するための応力が必要であることを意味している。

以上に引用した諸研究者の考察はいずれも合金組織の変化に対応してそれぞれ異なった破壊ないし変形機構が優先的にはたらくことを念頭に置いている。しかし、一方この種の合金の全組成域における強度を単一の機構によって統一的理解しようとする試みもある。例えば、Drucker⁽²²⁾や Butler⁽²³⁾はこの合金の組織を、六角形の剛体が完全塑性体の母相中に規則的に配列した 2 次元模型で近似し、母相 (Co 相) の流動に対する剛体粒 (WC 粒) の塑性拘束因子を連続体力学により求めてその組織変化との関係を考察している。しかし、この場合、抗折力と組織因子との関係についての説明はなお定性的な範囲にとどまり、また、クラック伝播経路との対応性なども十分明らかにされていないうらみがある。

5. 靱 性

2. (2) でのべたように、この種の合金の抗折力は、その靱性を評価するのに必ずしも適当なデータとはいえない。そのため、最近では他の材料の靱性評価の場合と同様に、いわゆる平面ひずみ破壊靱性値 K_{Ic} (応力拡大係数)、ないしはひずみエネルギー解放率 G_{Ic} を用いてその靱性の評価が試みられている。なお、これらの値を求めるには、普通試片中に存在する欠陥よりもはるかに鋭く、かつ深い切欠きを試片につけて、切欠き底が平面ひずみ状態になるようにして破壊試験を行なう。そのため、試片中に先在する欠陥や表面状態の影響をうけることがなく、この種の焼結 2 相合金の場合にはつごうがよい⁽²⁴⁾。したがって、一定の試験条件で求められた K_{Ic} の値と硬さや破壊仕事の間にはある程度の相関性が認められる。図 9 および図 10⁽²⁵⁾ に示した K_{Ic} の値は、試片に U 形切欠をつけ、その底に一定の長さのクラックをつくって曲げ試験によって求められたものであるが、硬さにはほぼ逆比例し、また破壊仕事に対してはほぼ正比例していることがわかる。

一方、この種の合金の組織と K_{Ic} (V 形切欠による) との関係は図 11、および図 12⁽²⁶⁾ のようになり、 K_{Ic} 値は合金の Co 量および WC 粒径とともに増加する。したがって式(1)から K_{Ic} は組織因子 l_{co} とともに増加することがわかる。また、いわゆる応力拡大係数 K_I は理論的には長さ $2a$ の開きクラックをもつ無限板に応力 σ_∞ が

図 8 抗折力と弾性率 (E) および Co の体積分率 (f) との関係。(Kreimer⁽⁶⁾)

作用して、平面ひずみ状態で破壊がおこる場合には、式(6)で与えられる。

$$K_{Ic} = \sigma_{\infty} (\pi a)^{1/2} \quad (6)$$

したがって、もしこの場合の破壊の criteria を Gurland のように、 $2a = d_{wc}$ と考えるならば、破壊応力 $\sigma_{\infty} = K_{Ic} / (\pi d_{wc})^{1/2}$ 、すなわち抗折力は、一定の大きさの WC 粒径の合金では組織因子 l_{c0} とともに単調に増加するは

図9 WC-(6~25) wt% Co 合金の K_{Ic} とビッカース硬度との関係。(Ingelstrom et al. (25))

図10 WC-(6~25) wt% Co 合金の K_{Ic} と破壊仕事との関係。(Ingelstrom et al. (25))

図11 WC-5~37 vol% Co 合金の K_{Ic} と WC 粒径との関係。(Chermant et al. (26))

図12 WC-Co 合金の K_{Ic} と Co 成分量との関係。(Chermant et al. (26))

ずである。しかし、実際は図1に示したように高 l_{c0} 領域の合金の抗折力は l_{c0} とともに低下する。

このように高 l_{c0} 領域の合金について、組織因子 l_{c0} に対する K_{Ic} 値と抗折力の依存性が一致しないことは、この場合、 l_{c0} の増加とともに合金の破壊過程における塑性ひずみが増加し、破壊に要する塑性変形仕事量が増加することを意味していると思われる。すなわち、式(6)は元来、Griffith の理論から、平面ひずみ状態を仮定して導かれた式であり、 σ_{∞} は式(4)中の σ と同様に合金の塑性変形エネルギーから求まる応力値であるからである。

一方、低 l_{c0} 領域の合金では WC 粒径の増大とともに K_{Ic} 値が増加する結果が得られているので、 K_{Ic} と組織因子との関係は抗折力よりもむしろ破壊ひずみと組織因子との関係に類似性が認められる。したがって、 K_{Ic} は破壊ひずみとはほぼ等価な値とみるべきであろう。しかし、この種の合金の真の靱性を K_{Ic} で評価できるかどうかについては、なお若干の問題がある。

例えば、WC-23 vol% Co, ($d_{wc} = 2.2 \mu$) の合金について破面観察からクラックの伝播経路を調べた結果によると図13(16)に示したように切欠をつけない試片の破面ではクラックが粗粒 WC を優先的に貫通することが認められており、また、 K_{Ic} の測定の場合と同様に切欠をつけた試片の破面にはクラックの優先経路が認められない。したがって、組織変化によってクラックの伝播経路が変わってくるこの種の合金については少なくとも現在の方法で求められた K_{Ic} の値を用いてその靱性を直ちに評価することはやや危険であろう。

一方、図5に引用した鈴木らの実験結果では、この種の合金についてはほぼ $\sigma_{\infty} a^{-1/2}$ の関係が成り立っており、これは式(6)の関係を裏づける1つの実験結果とも考えられる。ただし、鈴木はその実験において破面に認められるいわゆる「白点」の大きさと抗折力の間には一

図 13 WC-23 vol% Co 合金 (WC 粒径 2.2μ) の研磨面, ノッチを入れたときの曲げ破面, およびノッチなし試片の曲げ破面の WC 粒径の分布曲線. (Chermant et al.⁽¹⁶⁾)

定の相関性を認めていない。しかし、この白点が一般にぜい性材料の破面に認められる mirror に対応するものであるとすれば、大かたのぜい性材料と同様に、この種の合金についても mirror, もしくは白点の大きさ r と抗折力 σ との間に実験的に $\sigma \propto r^{-1/2}$ の関係が成り立つことも十分期待される⁽²⁷⁾。また、さらに Congleton ら⁽²⁸⁾ によると理論的には r と σ との間に式 (7) の関係が成り立ち、

$$\sigma = (2 E r' / r \pi)^{1/2} \quad (7)$$

また、この関係は式 (4) と同等であるから、理論的にも mirror 径 r はクラックの不安定成長の臨界径 a に対応するものと考えられる。しかし、実際にはこの mirror 径はクラック伝播速度のある臨界値に対応するものであり、確かに材料定数ではあるが、ほんとうにクラックの伝播臨界径に対応するかどうかは未だわかっていない。したがって、今後の研究により、もし幸にこの mirror 径とクラック伝播臨界径との関係が明らかになれば、この mirror 径と抗折力によってこの種の合金の靱性をかなり適確に評価することができるようになるのではないかと考える。また、さらにこれらの値と現在の方法で求めた K_{Ic} 値とを比較することによってクラックの優先伝播に関する問題を解明しうる可能性もあると考えられる。

6. おわりに

焼結 2 相合金として研究資料の最も充実している WC-Co 系超硬合金の強度と靱性について概説した。

現在、この種の合金についてさえもその靱性の適切な評価手段は確立されていない。したがって、高強度焼結 2 相合金の開発研究方法は必ずしも確立しているとはいえないが現在のこの種の合金でも、破壊の起源となる欠陥のない理想的組織の合金をうる方法が確立されれば、

その強度や靱性はさらに飛躍的に向上することは十分期待される。そのため、各合金系の組成に対応して、その硬相粒子や塑性結合相の大きさや厚さをそれぞれ適当かつ均一に調整し、また残留気孔や介在物をいかにして少なくするかということが製造技術上の中心課題となっている。

しかし、一方、さらに新しい合金を開発していくためには、それぞれの構成相自体の強化と、それら相互の界面、あるいは境界相の強化に関する研究が必要である。そのため、最近では各種の炭化物や窒化物などの混合相に関する組織学的研究や、また、それらの化合物相と各種合金結合相との反応などについて基礎的な研究が行なわれている。

文 献

- (1) J. Gurland : *Proceedings of the 1st International Cemented Carbide Confer.*, Chicago, 1971, Soc. of Manufacturing Eng., Dearborn, Mich., (1971), Vol. 2, Paper EM71-902.
- (2) H.E. Exner und H.F. Fischmeister : *Arch. Eisenhüttenw.*, **37** (1966), 417.
- (3) J. Gurland and P. Bardzil : *Trans. AIME*, **203** (1955), 311.
- (4) 富士原由雄, 土井英和, 大沢雄三, 三宅一男 : 粉体および粉末冶金, **17** (1971), 347.
- (5) G.S. Kreimer : *Strength of Hard Alloys* (English Transl.), Consultant Bureau, N.Y., (1968).
- (6) H. Doi, Y. Fujiwara and Y. Oosawa : *Mechanical Behavior of Materials*, Proceedings of the 1971 International Confer. on Mechanical Behavior of Materials, Vol. 5 (1972), 207.
- (7) H. Fischmeister und H.E. Exner : *Arch. Eisenhüttenw.*, **37** (1966), 499.
- (8) P. B. Anderson : *Planseeber. Pulvermet.*, **15** (1967), 180.
- (9) S.B. Luykx : *Acta Met.*, **23** (1975), 109.
- (10) S. Palmquist : *Arch. Eisenhüttenw.*, **33** (1962), 629.
- (11) P.O. Snell and E. Pärnama : *Planseeber. Pulvermet.*, **21** (1973), 271.
- (12) 鈴木 寿, 林 宏爾 : 金属学会誌, **38** (1974), 1013.
- (13) 相山正孝, 鈴木 寿 : 金属学会誌, **24** (1960), 622.
- (14) A. Hara, T. Nishikawa and S. Yazu : *Planseeber. Pulvermet.*, **18** (1970), 28.
- (15) A. Mason and P. Kenny : *Metallurgia*, **178** (1970), 205.
- (16) J.L. Chermant, A. Peschanvres and A. Iost : *Fracture Mechanics of Ceramics*, Vol. 1, ed. by R.C. Bradt et al., Plenum Press, N.Y., (1974), 347.
- (17) J. Gurland : *Trans. Met. Soc. AIME*, **227** (1963), 1146.
- (18) K.G. Stjernberg : *Powder Met.*, **13-25** (1970), 1.
- (19) F.V. Lenel and G.S. Ansell : *Powder Metallurgy*, ed. by W. Leszynski, Interscience Publ., N.Y., (1961), 267.

- (20) H.DoI, Y.Fujiwara and K.Miyake : Trans. JIM(Supplement), **9**(1968), 616.
- (21) H.DoI, Y.Fujiwara and K.Miyake : Trans. AIME, **245**(1969), 1457.
- (22) D.C.Drucker : *High Strength Materials*, John Wiley, N.Y., (1965), 795.
- (23) T.W.Butler : *Engineering Fracture Mechanics*, **4**(1972), 487.
- (24) P.Kenny : *Powder Met.*, **14-27**(1971), 22.
- (25) N.Ingelstrom and H.Nordberg : *Engineering Fracture Mechanics*, **6**(1974), 597.
- (26) J.L.Chermant, F.Osterstock et R.Meyer : Preprints of the 4th European Symposium for Powder Metallurgy, Vol.2, Soci Franaise de Metallurgie, Paris, (1975), 5-12.
- (27) H.P.Kirchner and R.M.Gruver : *Phil.Mag.*, **27**(1973), 1433.
- (28) J.Congleton and N.J.Petch : *J.International Fracture Mechanics*, **1**(1965), 14.

*

新 刊 案 内

化 学 便 覧 (改訂2版)

基礎編 I, II

社団法人日本化学会編

化学便覧は基礎化学の広範囲の分野にわたって、その豊富な資料と信頼性をもって多くの研究者、技術者に欠かすことの出来ないデータブックとして発刊以来親しまれ、ほぼ固定した地位をもってきた。

昭和41年9月以降の改訂版に対して若干の頁数と、価格の増加をともなう改訂2版として発刊された。無機および有機化合物の性質表を主体とする第1分冊と、力学的性質、状態と相平衡、熱的・化学的平衡、化学反応、電磁気的性質、分光学的性質、結晶構造、分析化学の各セクションを含む第2分冊よりなっている。

急激に増大する各分野の新たなデータを十分にとり入れるべく解説、図表が加えられ、とりわけ利用ひん度の高い部分への加重的改編がなされている。また国際単位系(SI)、IUPAC 命名規則にもとづく無機、有機化合物の命名に関する改訂のほか、とくに有機化合物の性質に関する解説が増強された点が目立つ。さらに分光学的性質と分子構造、結晶構造の分野にはとくに急激なデータの増加と章の改編が配慮されている。

ばう大なデータがよく整理され、その検索にもゆきとどいた配慮がなされ好都合であり、この種のデータブックとしてはほとんど唯一のものとして多くの理工系の人達に活用されるべきものと思われる。(F.H.)

[A5判 I : 608頁 II : 1150頁 1975年 定価13,000円 丸善]

鉄 鉱 石 の 還 元

——その科学と工学——

L.von Bogdandy H.-J.Engell

森山 昭 森 滋 勝
荒木 和男 共訳

製鉄プロセスには、反応に関与する固相および液相がさまざまな不均一性を伴い、種々の高温過程が複雑に混在している。その代表例の一つとして高炉が挙げられるが、本書は新しい製鉄冶金学の姿を製鉄冶金の専門的立場から、製鉄過程について具体的、詳細かつ正確に扱った書として斯界に著名な原版“Die Reduktion der Eisenerze-Wissenschaftliche Grundlagen und technische Drfhrung”(1967)の英語版“The Reduction of Iron Ores—Scientific Basis and Technology”(1971)を訳出したものである。本書の構成は1章および2章ではそれぞれ鉄鉱石の還元反応に関連する熱力学的諸関係と反応速度論を詳しく論じ、3章では充填層における流動と伝熱の問題を論述し、それらの基礎的知識に基づいて4章 高炉以外の鉄鉱石還元方法、および5章 高炉プロセスの技術を科学的に論じている。原版と比べ英語版では2章において溶融酸化物の固体炭素還元を新たに加え、5章は高炉の急速な発展に沿って内容を充実させており、3,4章においても改訂が行われている。製鉄プロセスの研究に化学工学的手法を導入して高い業績を挙げている訳者らが、実際の製鉄工程における化学工学的手法の意識的適用とその限界の鮮明化の好例とみなしうる原著をとり挙げた点は興味深い。訳文は原文に忠実かつ明解であり、訳語にも訳者の慎重な討議の成果がうかがえる。本書が製鉄プロセスの多くの問題の解決の有力な武器となり、研究者および技術者に総合的な視野に立つ製鉄法の改良と低炭化への刺激になると考えられると同時に、大学の金属工学の学部や大学院学生の教材として最適であろう。(M.O.)

[A5判 504頁 1975年 定価6,500円 養賢堂]