Fe-黒鉛系合金の晶・析出黒鉛の形状形成過程

川 野 豊*

1. はじめに

ねずみ鉄(片状黒鉛鉄)は強度が小さく、靱性もほとんどないが、吸振能や切削性に優れている。これを1つの極とし、非常に高強度あるいは高靱性の球状黒鉛鉄を他の極とすると、その両極の中間的な種々の鉄を含め、それらの引張強さと伸びとの相関を図1に示した。これにより鉄鉄の主要な特性は黒鉛の形状により第

図1 鉄鉄の主な機械的性質と黒鉛形状との関係。
 S.G-1 球状黒鉛鉄(金型、焼入、焼戻し)⁽¹⁾
 S.G-2 球状黒鉛鉄(砂型、焼入、焼戻し)
 S.G-3 球状黒鉛鉄(鑄放し)パーライト型
 S.G-4 球状黒鉛鉄(鑄放し)フェライト、パーライト型
 S.G-5 球状黒鉛鉄(鑄放し)フェライト型
 S.C 鉄鋼
 C.V または Gr.G. パーミキュラ鉄⁽²⁾⁽³⁾ または粒状黒鉛鉄⁽⁴⁾
 F.G-1 A型片状黒鉛鉄(FC 35) パーライト型
 F.G-2 A型片状黒鉛鉄(FC 15) フェライト、パーライト型
 E.G D型・共晶状黒鉛鉄
 S.G-6 球状黒鉛鉄(2相・混合型)⁽⁵⁾

* 京都大学助教授；工学部冶金学教室
 Formation Process of Shapes of Solidified or Precipitated Graphites in Fe-Graphite System Alloy; Yutaka Kawano (Faculty of Eng. Kyoto Univ, Kyoto)
 1981年2月5日受理

1義的に決まることが知られる。黒鉛形状をコントロールする技術は一応確立されているが、黒鉛形状形成過程の機構は未だ十分に解明されていない。そこで本稿により、鉄鉄の黒鉛の大半を占める片状黒鉛、共晶状黒鉛および球状黒鉛の晶・析出機構について概説する。

2. 溶融 Fe-C 合金の構造

本論に入るに先き立ち、現在までに明らかにされている Fe-C 系溶湯の構造についてふれ、凝固の前段階の把握を試みよう。鉄鋼精錬には溶融 Fe および Fe-C 合金の正確な諸物性——特に密度および粘性など——が必要で多くの報告がみられるが、直接構造との関係を論じるには十分とはいえない。しかしX線や中性子線による散乱実験で直接的に液体の構造を解明する手段とした Fe-C 合金に関するいくつかの研究があるのでこれを略述しよう^{(6)~(10)}。

液体2元合金の全干渉関数 $S(Q)$ (ここで Q は散乱ベクトルで $Q = 4\pi \sin \theta / \lambda$, λ : 波長, 2θ : 散乱角) は実測散乱強度から得られる干渉性散乱強度 $I_{coh}(Q)$ を用いて式(1)のように表わされ、さらに部分干渉関数 $S_{ij}(Q)$ と式(2)で関係づけられる。

$$S(Q) = [I_{coh}(Q) - \langle f^2 \rangle - \langle f \rangle^2] / \langle f \rangle^2 \quad (1)$$

$$= w_{ii} S_{ii}(Q) + w_{ij} S_{ij}(Q) + 2w_{jj} S_{jj}(Q) \quad (2)$$

$$\text{ここで } w_{ij} = c_i c_j f_i f_j / \langle f \rangle^2 \quad (3)$$

部分干渉関数 $S_{ij}(Q)$ は i 種原子から r の距離における j 種原子の平均分布を表わす動径分布関数 $g_{ij}(r)$ と次のような関係がある。

$$S_{ij}(Q) = 1 + (4\pi \rho_0 / Q) \int_0^\infty r [g_{ij}(r) - 1] \sin(Q \cdot r) dr \quad (4)$$

$$\text{ここで } \langle f \rangle^2 = \sum c_i f_i^2, \quad \langle f \rangle = \sum c_i f_i$$

f および c はそれぞれ原子散乱因子および原子濃度 ρ_0 は平均原子密度である。式(2)により分かるように同一組成の合金について式(3)で与えられる重み因子の異なる3種類の情報を得ればそれらを解くことにより部分構造に関する情報が得られ、ある原子(イオン)に注目した場合、他の任意の1個が平均的にどのあたりに見出さ

図2 Fe-C系(6種合金)のX線および中性子線散乱強度⁽⁶⁾. ($10^{-10} \text{ m} = 1 \text{ \AA}$)
(a) X線回折, (b) 中性子線回折

図3 Fe-C系合金の動径分布曲線⁽⁶⁾.
(a) X線回折, (b) 中性子線回折

れるか、すなわち液体の short-range order の様相が分かる。なお中性子回折の場合には、これらの関係式において原子散乱因子の代りに中性子散乱振幅を用いばよい。

図2はC量を異にしたFe-C合金の融点から30~40Kの温度での融液の(a) $I_x^{\text{coh}}(Q)$ および(b) $I_n^{\text{coh}}(Q)$ の曲線で、図3(a),(b)はそれらのフーリエ変換によって得られたそれぞれの動径分布関数である。この動径分布関数の第1ピークの位置と面積から最近接原子距離 r^I と配位数 N^I が得られる。熔融純Feでは $r^I = 2.60 \times 10^{-10} \text{ m}$, $N^I = 9$ で、1.8%Cまで r^I は $2.67 \times 10^{-10} \text{ m}$, N^I は10.4まで増大し充填密度も増加し粘性を急増する。1.8%Cから3.0%Cまで r^I は一定だが N^I は11.2まで

増加し充填密度も増大している。粘性は2.7%Cまでやや増加する。

3~3.5%Cでは r^I, N^I , 粘性ともに変化しない。3.5%以上でC原子の偏析ないし不均一性を生じるがその構造は明らかでない⁽⁶⁾。その不均一性がDarkenらのいう Fe_3C 分子であるのか⁽¹¹⁾ 外の研究者が提唱する C_n -分子であるのか明らかでない⁽¹⁰⁾。なお鑄鉄の熔融状態に関し古くよりそれが鑄鉄の“heredity (遺伝性)”と関連すると考えられて来た。ソビエトの研究者の中には“コロイド説”が信じられ、Ivanov⁽¹²⁾は低C濃度の合金においてもたとえばミキサー中で長時間保持するとCが凝集して黒鉛が形成されるとし、Vertmanらは約2%以上のCを含む熔融Fe-C合金においては平均粒子半径約 $1000 \times 10^{-10} \text{ m}$ の黒鉛の微粒子が含まれるとしている⁽¹⁰⁾。岡田、尾崎らもこれに関連した研究を行っているが⁽¹³⁾、これらについてはさらにX線回折実験などによって検証されねばならない。なお高C-Fe-C系融液中の非金属介在物の凝固組織におよぼす影響も無視できない⁽¹⁴⁾。融液と凝固組織との関連にかかる研究は現在のところ緒についたばかりで、これからの研究課題となろう。

3. 鑄鉄中の主な晶・析出黒鉛

黒鉛は六方晶系に属し結晶の特性(格子定数、優先成長方向)を図4(a)に示したが、きわめて異方性が強く通常薄片状結晶として成長する。実用鑄鉄の大半はこの片状黒鉛をもつねずみ鑄鉄で平面組織は図4(b)(A~E型)に分類される。一方、黒鉛の晶癖に従わない黒鉛群を図5に示した。図5(a)は固体より析出した不規則な凝集状黒鉛である。図5(b)~(d)は黒鉛結晶成長の優先方向がa軸よりc軸に変化し遂に球状黒鉛となる過程である。なお図1の高強度、強靱性が後者の黒鉛群中でえられる理由は、たとえば引張り応力場で片状黒鉛鑄鉄では薄片状黒鉛の先端に応力が集中しき裂発生の主因となるのに対し、球状黒鉛では応力集中係数が数分の1にすぎない⁽¹⁵⁾ことにより容易に理解することができる。

4. A型(片状)およびD型(共晶状)黒鉛の晶出

初晶片状黒鉛は融液より直接黒鉛として晶出するので、他の障害物に妨害されず平板状で粗大な片状黒鉛として自由に成長する(図4(b)-C型の粗大黒鉛)。共晶反応で生成する片状黒鉛は7相との共晶のためその影響で分岐を生じたり湾曲したりする。そのため平面的にはばらばらに独立したように見えるが立体的には1個の共晶

図4 片状黒鉛の結晶の特徴と実用ねずみ鉄にあらわれる片状黒鉛の形状と分布の分類。
(a) 片状黒鉛結晶の特徴, (b) 形状と分布の特徴

図5 析出黒鉛(焼戻し黒鉛)および擬片状より球状黒鉛への推移過程(c軸優先成長へ変化)。
(a) 焼戻し黒鉛, (b) 擬片状黒鉛, (c) 塊状黒鉛, (d) 球状黒鉛

図6 カップルドゾーン説によるD型(微細共晶)黒鉛の生成機構(過冷共晶融液がA点で共晶 γ を先ず晶出, カップルドゾーン内にC濃度が上り, 温度も上昇し, C点で γ 上に黒鉛晶出, 小さな過冷度内で γ と黒鉛とがカップルドゾーン中で繰返し晶出による微細黒鉛の生成⁽¹⁷⁾。

集団中で相互に連結している。また分岐の頻度は化学組成(主としてCまたは $C + [Si/3]$)の影響をうけその値が大きければ分岐頻度は小さく粗大黒鉛となる。同一組成であれば成長速度の増大とともに指数関数的に分岐頻度が増大し微細化する⁽¹⁶⁾。一方, D型黒鉛はA型とは別の機構で生成し, たとえばカップルドゾーン概念で説明されている⁽¹⁷⁾。

よく知られた説なので本稿で詳述することを避けるが, 図6のカップルドゾーン内で γ と黒鉛との共晶反応による晶出が繰返され, 微細なD型黒鉛を生成する。なおD型黒鉛生成をこの説で説明しきれない場合もあり, 筆者らは共晶反応時の γ 相妨害説を提唱しており⁽¹⁸⁾, 今後さらに解明されねばならない課題である。

5. 球状黒鉛の晶・析出機構

球状黒鉛は前述のように黒鉛の晶癖に従わず, c軸へ

図7 球状黒鉛生成モデル (共通点: c 軸方向成長)

- (a) 任意・c 軸方向成長(核説)
 (b) スクリュー転位・c 軸方向成長
 (c) 積層凸凹界面伸展成長((a)~(c)(遠心成長))
 (d) 気泡説モデル(求心成長)

優先生長し、しかも多結晶体である。代表的な生成モデルを図7(a)~(d)に示した。2種の考え方があり、遠心的に中心から外方へと成長する(a)~(c)モデルと、求心的に外周部(たとえば気泡)より中心部に成長する(d)モデルとがある。

(1) 固相での球状黒鉛の析出

2% C 以下の球状黒鉛鋼、球状黒鉛をもつ可鍛鋳鉄、亜共析鋼の析出黒鉛など、古くから最近まで多くの報告がみられる^{(19)~(21)}。強度を向上させる意味で析出黒鉛の形状を球状化するよう指向されている。

遊離セメントまたはパーライト中のセメントが黒鉛化すると、通常、図5(a)のような不規則な凝集状黒鉛となるが、Mg, Ca または過剰のSが存在すると球状黒鉛が析出する^{(22)~(25)}。初期段階ではたとえば(Mn%-0.1~0.2%)/1.6以上の過剰なSの含有での析出黒鉛の球状化は、FeS等が黒鉛の核となり球状に成長するとされてきた⁽²⁴⁾。しかしこの考え方は単に黒鉛結晶中にFeSが存在していたことを根拠とするもので、核と黒鉛との結晶学的な関係や成長段階の説明が欠けている。

末吉らによれば、黒鉛化元素としてSiとNiをそれぞれ1質量%および3質量%含有させた亜共析鋼を

A_{c1} 以下の温度でパーライトセメントを黒鉛化した場合の黒鉛形状は焼準材のみ図5(a)のような不規則な凝集黒鉛で、圧延材および焼入れ材は比較的形のととのったコンパクトな黒鉛である⁽²⁰⁾。焼入、圧延等の過程で導入された欠陥に黒鉛が塊状に析出し、成長過程でもコンパクトな形状が保たれたのであろうと筆者は推測した。また師岡はMg, Ca等により黒鉛が球状化するが、それらにより導入されたボイドに黒鉛が析出し球状黒鉛に成長したとしている⁽²⁶⁾。可鍛鋳鉄組成(2.4%C, 1.2%Si)でMgとSとを同時に含有させた場合の析出黒鉛の形状は、MgSを生成する化学量論的な値 $\Delta Mg=0$ ($\Delta Mg=Mg(\%) - S(\%)/1.32$)付近では黒鉛は全く球状化しないが、過剰Mg($\Delta Mg>0$)または過剰S($\Delta Mg<0$)では析出黒鉛は球状化する。過剰のMgまたはS蒸気が基地中に球状のボイドとして凍結され、その内面にCが黒鉛として析出し、放射状球形の黒鉛が得られたとみられる⁽²⁵⁾。最近、銑ダライ粉の焼結に際し、焼結空間(ボイド)に冷却過程でFe-黒鉛系状態図のE'S'線より球状黒鉛が析出し、強靱な焼結素材を得ている⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾。

固相での黒鉛の析出は、常に黒鉛析出にともなうFe原子の拡散を考慮に入れねばならない。Fe原子の拡散移動の困難性からみて、ボイドに黒鉛が析出すればFe原子の移動の必要がなく、低エネルギーで黒鉛の析出が可能であり、そのボイドの形状が析出黒鉛の形状を支配するとする考え方が最近の傾向である^{(24)~(28)}。

(2) 凝固時における球状黒鉛の晶出

球状黒鉛鋳鉄が発見された当初、多くの仮説が出されたが、それらは黒鉛結晶の中心部から外方へ成長するとする遠心成長説であった。これに対し、球状黒鉛鋳鉄が発見されて数年後、気泡説なる仮説が提出された。この説は前述の図7(d)のような考え方で、何らかの理由で熔融鋳鉄中に導入された球形の気泡と融液界面に黒鉛が晶出し、まず黒鉛の球状外形を形成し、ついで気泡の中心部に向って成長するとする求心説がある。遠心説は発見当初多くの諸説が提唱されたが統一されないままに経過し、報告数も次第に減少してきている。一方、求心説は当初は実証実験が乏しく、あまりかえりみられなかった。しかし近年まとまった実証実験が報告された。本稿においてこの両者について概説する。

(i) 遠心成長説

多くの説の中から最近まで報告されてきており、説得力もある次の4種について述べる。

(a) 核説: 球状黒鉛の中心部にしばしば核様物質が観察されることから、最近にいたるまで報告が絶えていない^{(29)~(33)}。比較的最近のJacobsおよびStowellらによって本説を代表させよう⁽³²⁾⁽³³⁾。まず、顕微鏡観察より全球状黒鉛中約1/10程度の確率で黒鉛径の1/10程度

の核様物質が存在するが、この平面断面からの核様物質存在確率を立体に換算すると、おおむね全黒鉛粒中に存在する。さらにこの核様物質の中心部に、その大きさの1/10程度の核が認められた。つぎに中間核と中心核との構造を解析したところ、中心核は硫化物が主体であり、中間核はスピネル型酸化物が主体であった。それぞれの結晶学的方位関係は

中心核 中間核 黒鉛核
 $(110)\text{ sulphide} // (111)\text{ oxide} // (0.01)\text{ graphite}$
 $[\bar{1}\bar{1}0]\text{ sulphide} // [2\bar{1}\bar{1}]\text{ oxide} // [10.0]\text{ graphite}$

この二重構造をもつ介在物は基地中に数多く存在しており、その一部が黒鉛の異質核として作用したことを意味する。従来の核説では不十分であった結晶学的実証を根拠としている。ただ黒鉛が球状に形成する成長過程が述べられていないことが本説の今後の課題である。

(b) 吸着説：球状化元素が黒鉛の特定面(10 $\bar{1}$ 0)に吸着され、a軸方向への成長が妨げられ、一種のらせん転位を生じ黒鉛の優先成長方向がc軸に変じ、球状黒鉛を形成する⁽³⁴⁾。これに類似した報告は最近にいたるまでみられる⁽³⁵⁾。本説は黒鉛結晶の晶癖であるa軸方向優先成長が、球状黒鉛特有のc軸方向に変化するとする必要条件を満しているが、c軸方向成長そのものが黒鉛全体として多結晶の球状黒鉛を形成することの十分な条件とはならない点に今後の問題を残している。

(c) 表面張力説：Fe-C 融液の表面張力が球状化元素の導入で上昇し、一方、O, S 等がこれを低下し、黒鉛が片状化する現象⁽³⁶⁾から発展した。セシル法で Fe-C 液滴と黒鉛結晶の基面と柱面における“ぬれ性”を測定し、黒鉛結晶面との界面エネルギーの小さい方向の直角方向に黒鉛が成長するとすると、含 Mg 溶湯ではc軸方向に優先成長する⁽³⁷⁾。この研究は前述の吸着説と同様にc軸優先成長方向を実証したことにとどまっている。

(d) Cone-helix 説⁽³⁸⁾：Haanstra らは約 2070 K (約 1800°C) で SiC 異質核に CO ガスを熱分解させて得た黒鉛ウイスキーが円錐体を形成すること、その成長終端のらせん円錐体の頂角が 2.44 rad (140°) であることを見出した。立体幾何学的計算より、らせん円錐体を形成する積層重複部分の角度は 0.38 rad (21.8°) で、この角度はらせん円錐体に黒鉛が成長すると仮定したとき、直下の結晶面とエネルギー的に最小であると計算されたc軸を中心とした3つの回転角の1つと合致し、成長方向はc軸となる。このらせん円錐体が特定点より多数、任意の方向にほぼ等速に成長すれば、図8(a)のように球状黒鉛を生成する。この仮説により球状黒鉛の特徴であるc軸方向への成長と層状な球状黒鉛(写真1)の特性がうまく説明される。

ただ、気体中での結晶化と、鑄鉄融液のように Fe 原

図8 Cone-helix 説で生成する球状黒鉛の生成過程⁽³⁸⁾⁽³⁹⁾

(a) らせん円錐体集合の成長による球状黒鉛の生成モデル
 (b) 黒鉛結晶境界部欠陥を起点とした球状黒鉛表面層の成長

写真1 球状黒鉛の走査電顕像(腐食後)。

子密度の高い液中とて同様な成長が可能であろうかということ、実際の球状黒鉛の外周部に円錐体の頂角 2.44 rad (140°) の存在が実測されていないことなどの不十分さが残されている。その不十分さを補う意味で、黒鉛表面が図8(b)で示されるように平坦でないとし、その黒鉛結晶の境界部の欠陥を起点として黒鉛平板結晶が表面を被うように成長し全体として球形を保つ⁽³⁹⁾。この仮説は従来十分でなかった結晶学的側面を論拠としたものである。

(ii) 求心的成長説(気泡説)

図9のモデル図のように、溶湯中に何らかの原因で存

図9 球状黒鉛生成過程モデル図(求心成長)。

(a) 気泡, (b) 液-気界面黒鉛晶出求心成長, (c) 球状黒鉛生成, (d) ついで遠心的成長

在する CO, またはガス状 Mg 等の気泡の内面に炭素過飽和溶湯から黒鉛が晶出し, 外形を決定させ, ついに写真1に示される黒鉛の粒界を通じて炭素原子が内部に拡散し, 黒鉛は中心方向へ成長してまず球状黒鉛を生成し, なお過剰の炭素が存在するときにはこのようにして生成した球状黒鉛から外方に成長するが, そのために結晶の成長様式は基本的に変化せず球状が全体として保持されると仮説した。気泡説は Stadelmeir, Karsay により 1950 年代より 1960 年代中期まで別個に提唱された^{(40)~(42)}。しかしいずれも実証性に欠け一般に受け入れられるには不十分であった。そこで山本, 張, 筆者らは遠心的成長説の共通の弱点が黒鉛のような異方性の強い結晶が球状晶を形成する過程の実証実験の不足にあると考え, 気泡説の仮定に立ち系統的実験を試みた⁽⁴³⁾⁽⁴⁴⁾。

(a) 黒鉛球状化元素は次の2群に分類できること。すなわち, 一群は沸点の低い元素群, Mg, Ca, Zn, Bi, S, Te 等で, 他の一群は沸点は非常に高いが低温で水素を多量吸蔵し, 高温でそれを放出する元素群, Ce, La, Y, Ti, Zr などであること。

(b) 従来, 球状黒鉛鑄鉄の黒鉛球状化阻害元素として知られている S, Te, Se, Bi, Pb 等の単独添加で球状黒鉛が得られる^{(45)~(47)}。

(c) N₂, Ar, CO₂ 等, 気泡を Fe-C 系合金溶湯中に分散させ凝固した場合に球状黒鉛が得られる⁽⁴⁸⁾。

(d) 中空の球状黒鉛が得られる⁽⁴³⁾⁽⁴⁴⁾。このことは, 求心的成長説の有力な実証の1つである(写真2)。

(e) 高圧下で含 Mg, Fe-C 系合金溶湯を凝固させても球状黒鉛はえられない⁽⁴⁹⁾。高圧 Ar ガス下での凝固では多量の Mg を含有させても黒鉛は全く球状化しないが, 冷却過程で 0.1 MPa (1 atm) まで減圧させると黒鉛は球状化する。つまり Mg 気泡の有無が黒鉛球状化と関連する。

これら一連の実験は, Fe-C 系合金溶湯中の気泡と球状黒鉛生成との関係を示したもので, この説では黒鉛の a 軸優先成長もそのまま差支えなく, c 軸への成長は必然の結果としてみられるにすぎない。また気泡内面は炭素原子がもっとも小さなエネルギーで晶出するサイトである。しかも前節での固相での球状黒鉛形成のボイド

写真2 N₂ ガス気泡中に過共晶 Fe-C 系溶湯より晶出したとみられる球状黒鉛 (左上に中空の球状黒鉛がみられる)。

(a) 光学顕微鏡写真, (b) 偏光写真

写真3 生因を異にした2つの不完全球状晶。

(a) イソタクティック・ポリプロピレンの不完全球状晶⁽⁵⁰⁾

(b) 雪状黒鉛

説と関連をもち、固相、液相での球状黒鉛の析・晶出に対し統一性がみられる。

(iii) 球状黒鉛の晶・析出に関するまとめ

固相での球状黒鉛の析出では核説は古い年代に多く、最近ではボイド説が主流である。液相からの球状黒鉛の晶出は遠心的成長説に今なお多くの比重がおかれていることは否定できない。しかしその1つの判断基準とみられるイソタクティック・ポリプロピレン(遠心的成長性をもつ球状晶有機物)の不完全球状晶⁽⁵⁰⁾と類似な形状の雪状黒鉛(写真3(b))は遠心的成長過程の不完全球状黒鉛とみられていた⁽⁵¹⁾。しかし最近雪状黒鉛は完全な球状黒鉛が溶湯中を浮遊中に局所的に溶食されたとする報告がみられ⁽⁵²⁾⁽⁵³⁾、雪状黒鉛の存在そのものが球状黒鉛の遠心的成長の論拠となり難しくなっている。しかし遠心的成長説は結晶成長の一般的な過程として理解されて以来、長い歴史的な背景と重みをもっており、求心的成長説が定説化されるにいたらないのが現状である。

6. おわりに

鑄鉄は優れた省エネルギー素材材であるといわれている。この鑄鉄の特性を第1義的に支配するのは黒鉛形状で、その形成過程について現在までの研究を整理統合してみた。Fe-C系合金である鑄鉄はすでに研究しつくされた分野と思われ勝ちであるが、本稿を執筆してみても、まだまだ研究の余地が残されていることを知り、むしろ意外の感を受けた。前述のように、最近1.96 GPa (200 kgf/mm²)の引張り強さをもつ調質・金型球状黒鉛鑄鉄も報告されており、ことに黒鉛形状がその強靱性の付与に重要な意義をもつことから、黒鉛形状形成機構の早急な確立が急務である。

文 献

- (1) 小室博雄, 土田正信, 健谷昌之: 鑄物第98回大会(1980), 4; 土田正信: 第37回日本鑄物協会東海支部研究会資料(1980) No. 37-147.
- (2) J. Sissener, W. Thury, R. Hummer and E. Nechtelberger: AFS Cast Met. Res. Jr., **8** (1972), 178.
- (3) I. Riposan and L. Sofroni: AFS Inter. Cast Met. Jr., **3** (1978), No. 1, 23.
- (4) 川野 豊, 沢本 崇: Trans. AFS, **88** (1980), 463.
- (5) 田中雄一, 井川克也: 鑄物, **48** (1976), 622 ほか.
- (6) S. Steeb and U. Mair: *The Metallurgy of Cast Iron*, Geogi Publishing Company St Saphorin, Switzerland, (1974), 1.
- (7) M. Weber and S. Steeb: Z. Naturforschung, **33a** (1978), 799.
- (8) 早稲田嘉夫, 徳田昌則, 大谷正康: 鉄と鋼, **61** (1975), 54.
- (9) Y. A. Bazin, E. A. Klimenhov, B. A. Baum and S. A. Mariev: Nauk SSSR, **243** (1978), 1445.
- (10) A. A. Zukukov, R. L. Snezhnoy and N. G. Girshovitch: AFS Inter. Cast Met. Jr., **1** (1976), No. 1, 11.
- (11) L. S. Darken: AIME Metal Technology, Techn. publication No. 1163, 1 (1940); (6) より引用.
- (12) D. P. Ivanov: *High-Strength Cast Iron*, (1951); (10) より引用.
- (13) 尾崎良平, 岡田 明, 三宅秀和, 羅 亨 用: 鑄物, **47** (1975), 415.
- (14) 井ノ山直哉, 大寺克昌, 金 豊, 川野 豊: 日本鑄物協会第97回大会概要集, (1980), 2, ほか多数.
- (15) 日本金属学会強度委員会編: 金属材料の強度と破壊, (1964), 168.
- (16) 岡本 平: 鑄鉄の金型鑄造, (1976), 33.
- (17) K. D. Lakeland and L. M. Hogan: *The Solidification of Met. ISI*, P 110, The Iron and Steel Institute, London, (1967), 213.
- (18) 西川 進, 山本 悟, 川野 豊: 鑄物, **49** (1977), 525.
- (19) J. E. Harris, J. A. Whiteman and A. G. Quarrel: Trans. Met. Soc. AIME, **233** (1965), 168.
- (20) 末吉秀一, 末永勝郎: 日本金属学会誌, **42** (1978), 676.
- (21) 藤平昭男: 日本金属学会誌, **43** (1979), 640.
- (22) 川野 豊, 井ノ山直哉, 倉井和彦: 41 th IFC, (1973), No. 8 ほか.
- (23) C. R. Loper Jr. and N. Takizawa: Modern Casting, **46** (1964), 520.
- (24) 山本 悟, 安田 健, 村上陽太郎: 日本金属学会誌, **41** (1977), 1194.
- (25) 李 鏞 河, 川野 豊: 日本金属学会誌, **44** (1980), 339.
- (26) 師岡保弘: 日本金属学会会報, **8** (1969), 598.
- (27) 塙 健三, 明智清明, 原 善四郎, 中川威雄: 日本金属学会誌, **44** (1980), 943.
- (28) 塙 健三, 明智清明, 原 善四郎, 中川威雄: Trans. JIM, **21** (1980), 765.
- (29) A. L. De Sy: Metal Progr., **57** (1950), 774.
- (30) B. Lux: Modern Casting, **45** (1964), 222.
- (31) A. P. Rosensteil and H. Bakkerus: Gieß. Techn.-Wiss. Beiheft, **16** (1964), 149.
- (32) M. H. Jacobs, T. J. Law, D. A. Melford and M. J. Stowell: Met. Techn., **1** (1974), 490.
- (33) M. H. Jacobs, T. J. Law, D. A. Melford and M. J. Stowell: Met. Techn., **3** (1976), 98.
- (34) I. Minkoff: *The Solidification of Met. ISI*, P 110 (1967), 251.
- (35) 堤 信久, 今村正人, 田中正之: 鑄物, **50** (1978), 246.
- (36) B. Marincěk: Gießerei, **41** (1954), 313.
- (37) R. H. McSwain, C. E. Bates and W. D. Scott: AFS Cast Met. Res. Jr., **10** (1974), 181.
- (38) D. D. Double and A. Hellawell: Acta Met., **22** (1974), 481.
- (39) D. D. Double and A. Hellawell: *The Metallurgy of Cast Iron*, Geogi Publishing Company St Saphorin, Switzerland, (1974), 509.
- (40) H. H. Stadelmaier: Z. Metallk., **51** (1960), 601.
- (41) A. A. Gorshkov: Russ. Casting Prod., Gordon and Breach Science Publishers., New York, London, Paris, (1964), 338.
- (42) I. Karsay: *Recent Res. on Cast Iron*, BCIRA (British Cast Iron Research Association), (1967), 215.
- (43) 山本 悟, 川野 豊, 村上陽太郎, 尾崎良平: Trans. AFS, **83** (1975), 217.
- (44) 山本 悟, 張 博, 川野 豊, 尾崎良平, 村上陽太郎: Metal Science, **9** (1975), 360.
- (45) 張 博, 山本 悟, 川野 豊, 尾崎良平: 鑄物, **49** (1977), 269.

- (46) 張 博, 山本 悟, 川野 豊, 尾崎良平: 日本金属学会誌, **41** (1977), 479.
 (47) 張 博, 山本 悟, 川野 豊, 尾崎良平: 日本金属学会誌, **41** (1977), 564.
 (48) 張 博, 山本 悟, 川野 豊, 尾崎良平: 日本金属学会誌, **41** (1977), 571.
 (49) 山本 悟, 張 博, 川野 豊, 尾崎良平, 村上陽太郎: Metal Science, **12** (1978), 239.
 (50) H.D.Keith, F.J.Padden Jr.: J.Appl.Phys., **3** (1964), 1270.
 (51) B.Lux: AFS Cast Met.Res.Jr., **8** (1972), No. 1, 25.
 (52) G.S.Cole: *The Metallurgy of Cast Iron*, Geogi Publishing Company St Saphorin, Switzerland, (1974), 673.
 (53) 川野 豊, 井ノ山直哉: 日本金属学会シンポジウム講演予稿, (1979・10 月), 175.

ノートから: SI 単位 (11) — 濃度 (含有率) ————— 東北大工・及 川 洪

1. SI 単位による濃度表示

SI 単位を用いて表示される濃度 concentration には, 単位体積当りの混合物中に含まれる物質質量として

質量濃度 mass concentration 推奨記号 ρ ,
単 位 kg/m³

モル濃度 molarity 推奨記号 c , 単位 mol/m³
があります。後者は質量モル濃度との混同を避けるために, 体積モル濃度と称されることもあります。

混合物全体ではなく, 溶媒の単位質量当りに溶けている溶質量に注目した

質量モル濃度 molality 推奨記号 m , 単位 mol/kg もあります。この量はモル濃度と略称されることはありません。単位質量の溶媒当りに溶けている溶質の質量という濃度は規定されていません。この濃度は簡単に質量分率 (無次元量) で表示可能なためでしょう。なお, 計量法で単に濃度といえば, 質量濃度, 質量百分率, 体積百分率のいずれかのことです。

2. M≡mega, N≡newton

(体積) モル濃度の中で, 特に 1 mol/dm³ = 1 kmol/m³ を 1 モル濃度 (molar) と称し, 1 M で示すことがあります。しかし, SI 単位では **M** は 10⁶ を示す接頭語 (mega) として使用されていますから, この M を濃度の単位として用いることは望ましくありません。また, mol/m³ ではなく, その 10³ 倍を単位にしなければ話ができないというわけでもないと思われます。

質量モル濃度はモール molal (単位記号 m) で示され

ることがあります。この m という単位は, SI 単位表記による mol/kg とまったく同じものです。それに, SI 単位では, **m** は長さの基本単位 metre と, 10⁻³ を意味する接頭語 milli を示す記号として規定されています。したがって, m を濃度の単位として用いることは望ましくありません。もしどうしても mol/kg を示す特別な記号が必要な場合には, m 以外のものにする必要があります。

電気化学の分野ではイオンの当量濃度という言葉があります。この濃度は規定度 normality と称し, 単位名を規定, 記号を N で示されます。この規定度は, mole という単位ができたので, mol/m³ で示すモル濃度と同じことになります。もちろん, この場合 1 イオン価のグループを構成要素と考えていることが明示されている必要があります。たとえば,

です。SI 単位では, 記号 **N** は力の単位記号 (newton) ですから, N を規定度の単位として用いることは望ましくありません。しかし, この量は総括的な議論をする上で便利なものですから, N 以外の記号で示す工夫をする価値があるのかもしれない。

3. pct, ppm, ppb (比率の表示)

何かを基準 (全体) として, それに対する比率だけを問題にしている場合に, 分率 fraction と称することは説明するまでもないことでしょう。この分率は同じ種類 (単位) の量を比較しているので, 当然 1 以下の無名数で

→p.515へ