

溶接冶金学

大阪大学 工学博士 松田福久 著

1. はじめに

1800年代にアークによる溶接法が実現して以来、図1.1に示すような歴史的な変遷をたどり現在までに約40種類の溶接法が発明、改良され、そしてそれらが取捨選択されて実用化されている。

このような溶接方法は熱源の種類や溶接部の形態によって、つぎのように分類される。

(1) 融接 (fusion welding) : アーク溶接,

ガス溶接, 抵抗溶接*, エレクトロスラグ溶接, プラズマ溶接, テルミット溶接, 電子ビーム溶接, レーザ溶接など。

(2) 固相溶接 (solid phase welding) : 鍛接,

冷間溶接, 高周波溶接, 摩擦溶接, 加圧
テルミット圧接, 超音波溶接, ガス圧接, 爆圧溶接, 電磁衝撃溶接および拡散接合など。

(3) ろう接 (brazing) : 軟ろう付け, 硬ろう付けなど。

(4) その他の接合 : 表面溶着 (溶射, 肉盛など), 溶造, 接着など。

(5) 融断 (fusion cutting) : 酸素切断, アーク切断, プラズマ切断, レーザ切断など。

融接は溶融接合ともいわれ, 2枚の板の接合を主に熔融金属をつくり, これを凝固させ, そのときの結晶学的結合により接合させる溶接法である。このとき熔融金属 (凝固後には溶接金属) としては母材のみが溶融して作られる場合, あるいは母材と溶加材 (filler metal) とが融合して作られる場合がある。加圧は原則的には行なわないが, 行なってもそれが接合の主因ではないのである。

* 従来の書物の分類では圧接部門に入っているが, これは明らかに溶融により接合させる方法で, 圧力はその手段にはかならない。したがって, 融接部門に入るべきであろう。

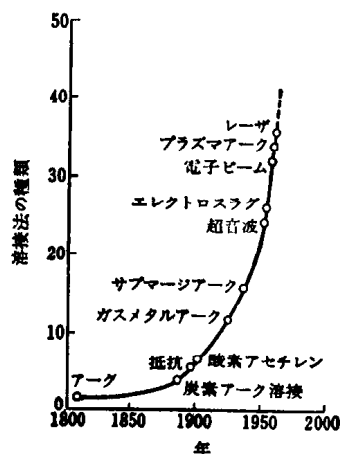


図 1.1 溶接法の発展過程

図 1.2 に二、三の融接部の継手断面の例を示す。



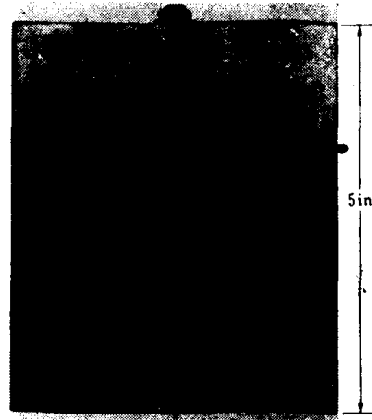
(a) サブマージアーク溶接部
(板厚 120mm, 炭素鋼)



(b) エレクトロスラグ溶接部
(板厚 120mm, 炭素鋼)



(c) ナローギャップ溶接部
(板厚 63mm, 2Cr-1Mo 鋼)



(d) 電子ビーム溶接部
(板厚 125mm, Al 合金 5083)

図 1.2 融接部の継手断面の例

固相溶接は主に固相のままの状態での接合である。そして、その一は圧接 (pressure welding) ともいわれ、接合部を加圧し、ガス炎、電流または摩擦などによる加熱中あるいは冷間で(塑)性変形を与えて溶接する方法である。このとき加圧が接合の主因となる。その二は接合部を加熱し、お互いの原子またはインサート金属の原子を拡散させて接合する方法である。図 1.3 に二、三の固

相溶接部の継手断面の例を示す。



(a) 7075-T6 Al 合金丸棒 (12.5mm ϕ)
の摩擦溶接部断面



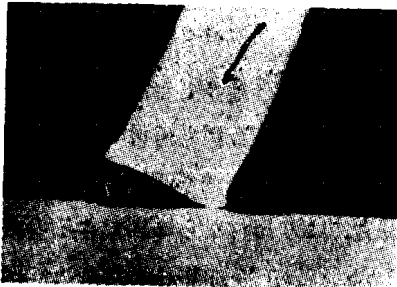
(c) Ni-Cr 合金銅同士の焼圧溶接部断面 (典型的な波形が形成している) (寸法はインチ)



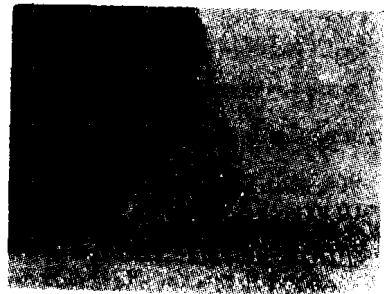
(b) 2024-T3 Al-クラッド材の超音波溶接部
断面 ($\times 150$)

図 1.3 固相溶接部の継手断面の例

ろう接は、ろう付けともいわれ、接合される母材は溶融しないで別の熔融金属(ろう)が接合面の間隙に表面張力などの作用で吸引され、それによって接合が行なわれるものである。図 1.4 にろう材による接合部の断面を示す。



(a) Al 材の Zn ハンダによる軟ろう
付部断面 ($\times 100 \times 3/5$)



(b) ステンレス鋼の 70Ni-10Si-20Cr 硬ろう
付部断面 ($\times 100 \times 3/5$)

図 1.4 ろう接部の継手断面の例

その他の接合法には、金属の表面に溶射または肉盛により被覆膜を作る溶着法、熔融金属そのもので目的物を作る溶造法および金属同士を非金属で接着す

る方法などがある。図1.5は溶射による被覆膜の断面の例を示す。

融断は接合ではないが、熔融し加工する方法であり、広い意味での溶接法に属している。また冶金学的な面から見れば融接に近い現象と考えられる。

つぎに、溶接継手部は一般に溶接金属 (weld metal), 熱影響部 (heat-affected zone, HAZ) および熱影響をまったく受けていない母材 (base metal) からなる。しかし固相溶接部では一般に溶接金属はない場合が多い。またろう接では溶接金属が「ろう」となる。融接部についてこれを図解すると図1.6となる。(a)図は突合せ、(b)図はすみ肉および(c)図はスポット抵抗溶接部である。

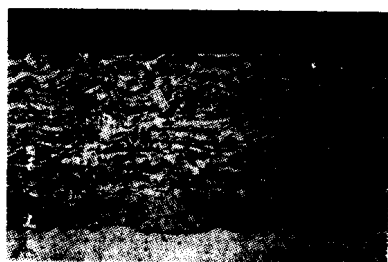


図 1.5 溶射による被覆膜の断面例
(航空機用タービン材上への溶射
1: 0.1% C 炭素鋼の溶射膜, 2:
モリブデン溶射膜, 3: 素地)

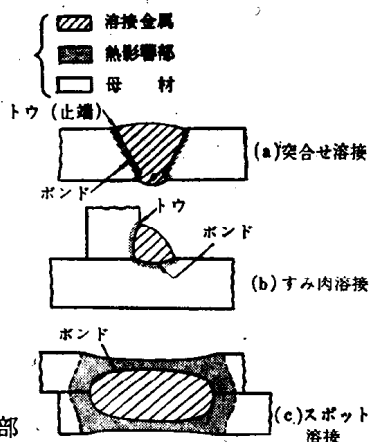


図 1.6 溶接継手部の構成
(融接部)

溶接金属は一度熔融した金属が凝固した部分で、この部分の挙動や冶金学的な性質を理解するには金属精錬、化学冶金、凝固冶金および凝固後の固相冶金の知識が必要となる。

ただし、溶接の場合には急熱急冷の非平衡現象という点を考慮しなければならない。溶接金属と母材熱影響部との境界をボンド (bond) (詳細は 6.1 節参照) という。炭素鋼や低合金鋼ではボンドの周辺の数mmの母材部分は、ミクロ腐食により母材から識別できるのでこれを熱影響部という。この部分は、ほぼ A_{c1} 点以上に加熱されたために顕微鏡組織と機械的性質が母材といちじるしく変化したところで、俗に溶接の二番ともいう。しかし、この部分より母材側でも溶接によって熱やひずみ(歪)を受けており、多かれ少なかれその性質に変化を生じているので、一般的には広い意味での熱影響部とは溶接によって影響を受けた母材部全体と考えることが

できる。溶接熱影響部は溶接部より伝導してきた溶接熱により急熱急冷の熱履歴を受ける。したがってこの部分の挙動や性質を知るためには、溶接熱伝導と金属の熱処理、結晶粒成長および析出などを含む冶金学的な知識がおもに必要となる。

以上述べてきたように、溶接冶金を理解するには金属の液相、凝固および固相における一般的な冶金学的基礎知識とともに、溶接現象特有な短時間の過渡現象に対する知識をもたねばならないのである。そしてこの両者の知識を会得することによって溶接冶金学というものが理解できるのである。

2. 金属材料の基礎知識

2.1 平衡状態図

組成と存在する各相が平衡状態のもとで、温度に対して変化する模様を示す図を平衡状態図 (equilibrium diagram) という。これは冶金学の基礎としてきわめて重要なものであり、溶接冶金を学ぶ上にもかならず理解しておかねばならない。

成分の数と相の数との関係は相律 (phase rule) によって規定される。すなわち、与えられた系が平衡状態にあるとき、その系を作る成分数 N および共存できる相数 P との間には

$$F = N + 2 - P \quad (2.1)$$

なる関係がある。ここで、 F は自由度 (degree of freedom) の数、すなわち自由に決められる変数である。また $+2$ の意味は温度と圧力の二つを変数に加えているのである。しかし金属では普通の場合には、圧力は大気圧でつねに一定である。したがって式 (2.1) の 2 を 1 にしておくことが多い。したがって自由度が式 (2.1) より一つ少ない次式がよく使われる。

$$F = N + 1 - P \quad (2.2)$$

たとえば、純金属 (1成分系) では $N=1$ であるから、 $F=2-P$ であり 1 相だけが存在するうちは自由度があるが、2 相が共存すると自由度がなくなるから、純金属では固相と液相が共存するためには温度が一定でなければならない。この温度がすなわち融点である。2 成分系合金では $N=2$ であるから、 $F=3-P$ となり、3 相が共存する場合つまり液相と固相 A、固相 B が共存する場合に限って一定温度が保たれる。融液から A、B が同時に晶出するときにこれにあたり、このように二つの固相がともにそろって晶出することを共晶 (eutectic) といっている。したがって共晶温度は一定であるということになる。

(1) 2 成分系

(i) 全率固溶体形状態図 (図 2.1 参照)

これは液体状態でも固体状態でも完全に溶け合う場合である。図 2.1 の 2 本

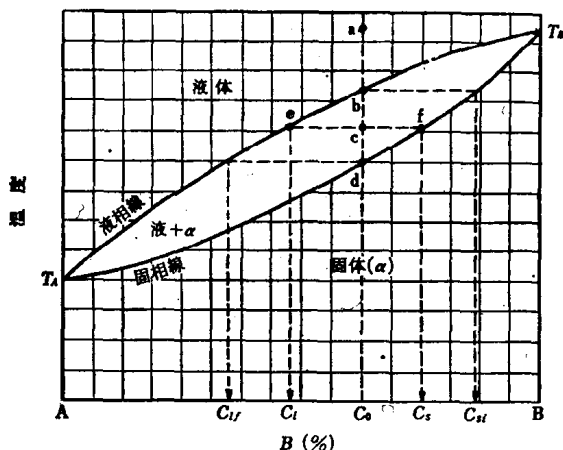


図 2.1 全率固溶体形合金状態図

の曲線のうち、温度の高いほうを液相線 (liquidus) といい、温度の低いほうを固相線 (solidus) という。図 2.1 において組成が C_0 の合金を考える。もしこの合金が点 a に相当する温度で平衡にあれば、それは組成 C_0 の単一液相である。それが徐々に点 b まで冷却すると、はじめに生ずる固体は C_{II} の組成のものである。さらに冷却 (徐冷) すると、固体の平均組成は固相線を伝って変わり、液体の平均組成は液相線に沿って変わり、温度が点 c になるまでゆくと、このとき組成 C_s の固体が組成 C_I の液体と平衡にある。そして点 c で示される温度では固相の重量 f_s と液相の重量 f_l は、「てこの規則 (lever rule)」といわれる次式の関係がある。

$$\frac{f_s}{f_l} = \frac{\overline{ec}}{\overline{cf}} = \frac{C_0 - C_I}{C_s - C_0} \quad (2.3)$$

この関係は、2 成分系平衡図上のどの 2 相領域にも成り立つ。

さらに点 d まで冷却すれば、最後に残った液体は C_{II} の組成をもち、固体全体の組成は、はじめの合金の全体の組成と一致する。点 d より下の温度ではどこでも、この合金の組成は C_0 である。この形態を示す合金には、Ag-Au、

Ag-Pd, Au-Pd, Bi-Sb, Co-Ni, Cu-Ni, Cu-Pd, Mo-W, Pt-Rh, As-Sb, Au-Cu, Au-Ni, Cr-Fe などがある。

(ii) 共晶形状状態図 (図 2.2 参照)

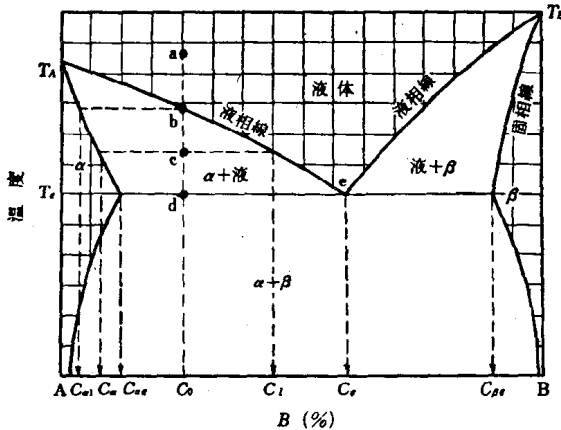


図 2.2 共晶形合金状態図

液体状態では完全に溶け合うが、固体状態での溶解度の範囲に限度があるか、またはまったく溶け合わない場合がこの形式である。図 2.2 に前者の例を示す。C_e の合金を考えると、これは点 a においては単一の液相として存在するが、点 b まで冷却するとき最初にできる固体の組成は 2 相領域の他端 C_{α1} で与えられる。さらに点 c まで冷却すると、組成 C_e の固体と組成 C_{β1} の液体とが平衡にある。これをさらに冷却すると、固体はさらに生成し、液体の組成は液相線に沿って下がり、点 e、すなわち共晶点 (eutectic point) に達する。さらに熱を奪うと、組成が C_e の共晶液体が共晶温度 T_e で凝固する。この相変態を共晶反応 (eutectic reaction) という。このとき自由度はない。

共晶液体が完全に凝固してしまふと、温度はふたたび下がり始める。図 2.2 からわかるように、T_e 以下に温度が下がるにつれて α 相の中の B の溶解度が減少する。したがって、冷却とともに過剰の B が β 相として溶解度曲線に沿って析出 (precipitation) する。

図 2.2 の C_e の組成をもつ固体は 2 相 (C_{αe} と C_{βe}) の緊密な混合物である。このような共晶物質中の α 相と β 相は、うすい (1 μ 程度の) 平板か、棒状か、

微小粒子の形である(4章で詳述), C_{ae} と C_e の間の組成のものを亜共晶体(hypo-eutectic)といい, 一般に共晶体の塊の中に初晶固溶体 α (T_e 以上で形成された α) を含んだ微細組織をもっている. C_e と C_{be} の間の組成のものは過共晶体(hyper-eutectic)といい, 一般に共晶体の塊の中に初晶固溶体 β を含んだ微細組織をもっている.

このような形態をもつ合金は, Al-Sn, As-Pb, Au-Ti, Sn-Zn, Ag-Cu, Bi-Sn, Cd-Pb, Cr-Ni, Pb-Sb, Pb-Sn などである.

(iii) 包晶形状態図(図 2.3 参照)

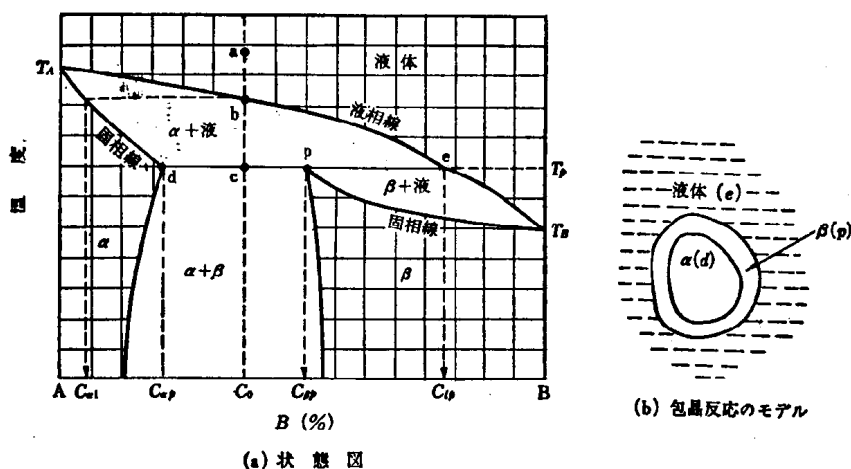
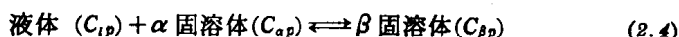


図 2.3 包晶形合金状態図

液体状態で完全に溶け合い, 固体状態で一部分け合うかまたはまったく溶け合わない場合の第2の形として, 図 2.3(a) ような包晶反応を含む状態図がある.

これは一定温度 T_p においてつぎの反応を行なう.



この反応は, 初晶 α 固溶体が液体 (e) と接触している面から起こり始めるから, 同 (b) 図のように α 固溶体 (その成分 d) の外側から β 固溶体 (成分 p) が包むようにできるので, この反応を包晶反応(peritectic reaction)といい, 点 e を包晶点(peritectic point)という.

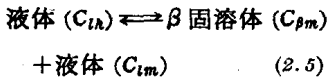
包晶反応のみを含む2元合金の状態図は存在しないが, 複雑な状態図の一部

分に包晶反応を含むものはきわめて多い。Fe-C, Au-Fe, Cd-Hg などがある。

(iv) 偏晶形状状態図 (図 2.4 参照)

液体状態でも固体状態でも一部溶け合う場合または固体ではまったく溶け合わない場合の状態図に偏晶反応 (monotectic reaction) を起こすものがある。前者の例を図 2.4 に示す。

この図で ef 間の組成をもつ合金はつぎのような偏晶反応を起こす。



この反応は共晶の反応に似ている

図 2.4 偏晶形合金状態図

が、一方だけが結晶であるから、偏晶反応といい、点 h を偏晶点 (monotectic point) という。また eh 間の組成の合金はこの偏晶点の温度以上で、egh の液相線によって液体が L_1 と L_2 の 2 相に分かれる。たとえば C_0 の組成の合金は点 a の温度で a の濃度の液体 L_1 と b の濃度の液体 L_2 とに分かれ共存する。

このような形態をとる合金には、Ag-Ni, Bi-Zn, Ag-Cr, Cu-Pb, Pb-Zn などがある。

(v) その他の形態の状態図 (図 2.5 参照)

図 2.5 のように液体状態でも固体状態でも全然溶け合わない場合がある。このような合金としては、Al-K, Al-Na, Al-Pb, Bi-Fe などがある。またその他のものもあるが、これらは専門書を参照されたい。

(2) 3 成分系

3 元合金では図 2.6 のような正三角形を用いて組成を表わすことが多い。すなわち三角形内の一点 C_0 は $A : B : C = \overline{C_0 a} : \overline{C_0 b} : \overline{C_0 c}$ の割合からなる合金を表

わす。そして温度軸はこの三角形を底面とした三角柱の稜上にとる。また全率固溶体の合金の状態図は図 2.7 のようで、これは A-B, B-C および C-A 各

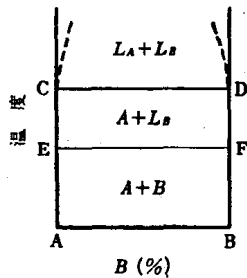
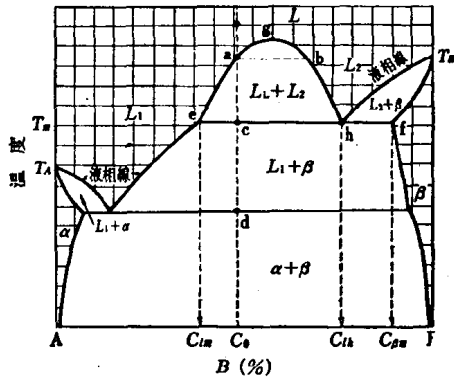


図 2.5 その他の形態の状態図例

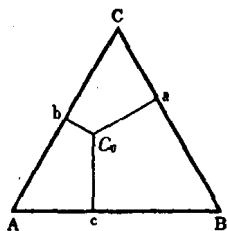


図 2.6 3成分系の組成の表示例

系がすべて全率固溶体を作る場合である。このとき、 C_0 の組成の合金はこの液相面にまで下がると固体を晶出するが、ある温度 T_1 で共存する固体と液体との組成はこの図からはわからない。 C_0 と液相面との交点 b を通る水平面での液相面、固相面の

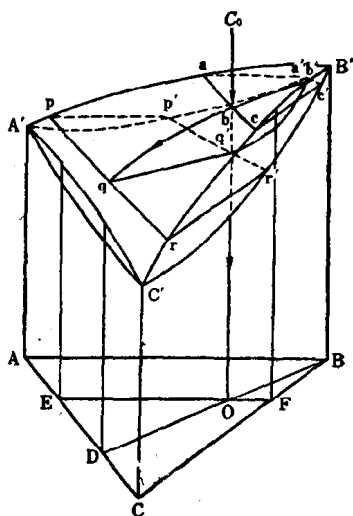


図 2.7 3成分全率固溶体形状態図
 組成の固体と、 ac 上のある組成の液体とが平衡するのであるが、この場合、平衡する液体、固体の組成を結ぶ線がどちらを向いているかは実験して決めなければわからない。

A-B, B-C および C-A 各2元系がみな共晶形の場合は、図 2.8(a) のようになり、各2元系の共晶点 E_1 , E_2 および E_3 点から2元共晶線が出て中央に

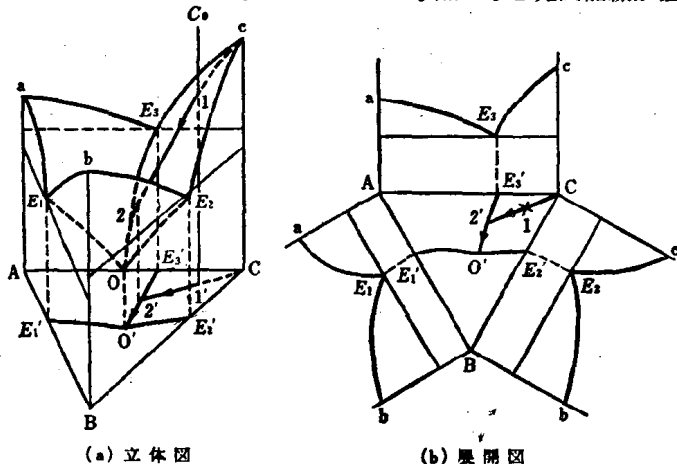


図 2.8 3元共晶形状態図

すすみ、この場合は3本が一点Oに合流し3元共晶となっている。C₀組成の合金を徐冷すると、1の温度で初晶に純Cを出し、液の組成は液相面上を1に関してcと反対の方に变化して谷を降り、ついにA-C 2元共晶線 E_2O と2で交わり、ここで2次晶にAを晶出する。3元合金であるから相律においてわかるように、Oに至るとBも晶出するので $F=0$ となり一定温度となる。(b)図は、この事情を底面の三角形に投影して示したものである。

以上は3元状態図中もっとも簡単な場合で、このほか包晶、偏晶その他が起こり、またA-B、B-C および C-A の各系の状態図はみな同形ではないのが一般であるから、実際にはさらに複雑である。

2.2 結晶の構造と格子欠陥

2.2.1 結 晶 構 造

固体の金属は一定の規則正しい配列をしている。この規則配列の基本となる一つの単位を「単位格子 (unit lattice)」と呼ぶ。単位格子にはいろいろな形のものがあるが、金属や合金によく見られるのは図2.9に示す4種類である。またこれらのうちの体心、面心および稠密六方格子について球形モデルで立体的に示すと図2.10となる。

体心立方格子 (body-centered cubic lattice, 略して bcc) 形の金属には Fe (A₂ 変態点以下および A₄ 変態点以上の温度), Nb (Cb), Mo, Cr, Ba, Ta および W など、面心立方格子 (face-centered cubic lattice, fcc) の金属には Al, Fe (A₂ ~ A₄ 変態点の温度), Ni, Cu, Pd, Ag, Ir, Pt および Au など、および稠密六方格子 (close-packed hexagonal lattice, cph) の金属には Be, Mg, Ti (変態点以下), Zn, Zr (変態点以下), Cd, Hf および Re などがある。これらの金属の単位格子の寸法は非常に小さい。たとえば、常温の Fe (bcc) で $2.86 \text{ \AA}$ (オングストローム, $1 \text{ \AA} = 10^{-8} \text{ cm}$), Al (fcc) で $4.05 \text{ \AA}$ のように大抵の金属では $2.5 \sim 5.1 \text{ \AA}$ 程度である。稠密六方格子では a と c の長さの比は、幾何学的計算によれば $c/a = 1.633$ であるが、実在する稠密六方形金属の多くはこの値より異なる。たとえば、Zn で $c/a = 1.86$, Ti で 1.59 などである。

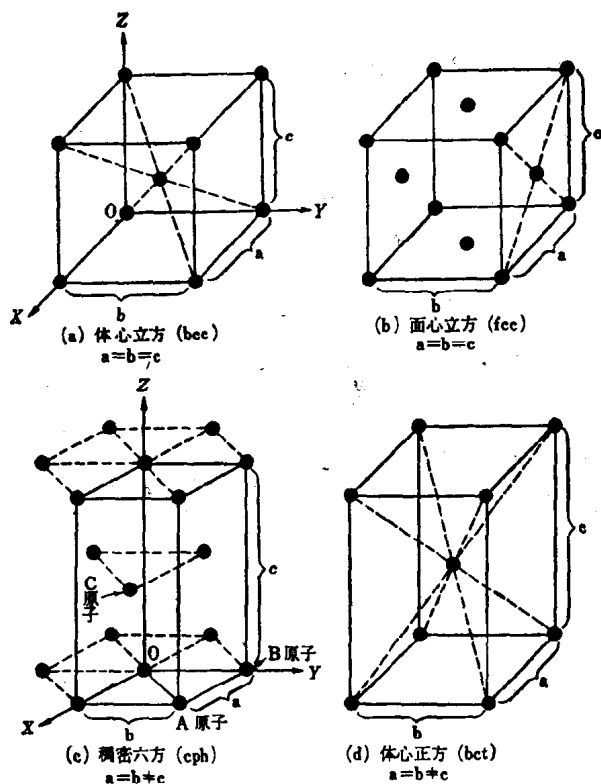


図 2.9 金属結晶に多い原子配列

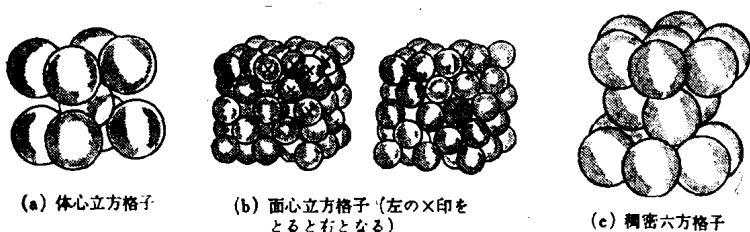


図 2.10 結晶格子の球形モデル

面心立方と稠密六方の配列は同一大きさの球を最小容積を占めるように配列したときに相当し、これを稠密充てん (close-packed) という。また体心立方は稠密充てんではないがこれにつぐものである。

一つの原子をとりまく最近傍原子の数は結晶の構成の重要な因子であり、こ

れを配位数 (coordination number) という。面心立方および稠密六方ではこの数は 12, 体心立方では 8 である。

2.2.2 結晶の面指数と方向

結晶中の原子によって形成される面 (原子面) の表わし方は解析幾何学的に行なう。いま図 2.11 に示すように、軸角 α, β, γ をなす座標軸 X, Y, Z と原点 O からそれぞれ x, y, z の距離にある点 A, B, C で交わっているような面 P があるとし、この面を記号によって表示してみよう。

それぞれの軸の単位の長さとしてはその方向に配列している原子の間隔 a, b, c を用いるものとし、 x, y, z はそれぞれの方向の原子間隔に対してつぎのような倍数関係になっているものとする。

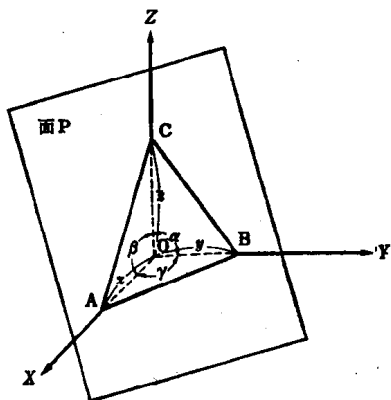


図 2.11 面の表わし方

$$x=ma, \quad y=nb, \quad z=pc$$

ただし、 m, n, p は整数または分数である。この場合、面 P は m, n, p の逆数を用いて

$$(1/m, 1/n, 1/p)$$

と表示する。 $1/m, 1/n, 1/p$ の代りに h, k, l と書けば

$$(h, k, l)$$

という表示になる。

(h, k, l) は 3 次元座標系における面の傾き方を表すものであり、ミラー面指数 (Miller's indices) という。もし、その面がある軸、たとえば X 軸に平行な場合はこれに対応する指数 h は 0 であり $(0kl)$ と表わされる。

座標軸には正負の向きがあり、それに対応して面指数にも $(\bar{h}kl), (\bar{h}\bar{k}l)$ などの表示が用いられる。ここに $\bar{h}$ とは $-h$ の意味である。一例として体心立方格子における二、三の原子面を図示すれば図 2.12 のようになる。