

野口尚一監修
応用機械工学全書 5

金属材料工学

宮川大海 著

野口尚一監修

応用機械工学全書 5

金属材料工学

宮川大海 著

森北出版株式会社

著 者 略 歴

宮川 大海

- 1949年 旅順工科大学機械工学科を経て
東京工業大学金属工学科卒業
1961年 工学博士
1961年 東京都立大学工学部機械工学科助教授
1966年 同上教授現在に至る

応用機械工学全書 5

金属材料工学

© 宮川大海 1976

1976年11月1日 第1版第1刷発行
1977年4月20日 第1版第2刷発行

定価はカバー・ケース
に表示してあります。

著者との協議
により検印は
廃止します。

著者	宮	川	大	海
発行者	森	北	肇	
印刷者	堀	正	弘	

発行所 森北出版 株式会社

東京都千代田区富士見 1-4-11
電話 東京 (265) 8341 (代表)
振替 東京 1-34757 郵便番号 102

日本書籍出版協会・自然科学書協会・工学書協会 会員

落丁・乱丁本はお取替えいたします

印刷 文弘社/製本 小高製本

3353-4620-8409

Printed in Japan

ま え が き

本書は大学や短期大学、工業高等専門学校などの機械工学科をはじめとする諸学科の学生に対する教科書または参考書として執筆したものであるが、金属材料を扱う若い技術者にも十分参考になると思う。

従来、金属材料に関する解説は、個々の材料の化学成分や性質、用途などの羅列に陥りやすく、そのため「金属材料」ないし「機械材料」という教科はとにかく暗記に頼る面白くないものとみなされがちであったと思われる。しかし各種材料の化学成分や熱処理についてみても、それらはそれぞれ科学的根拠と長い発展の歴史のうえにたって選定されたものであるから、材料の本質が理解できれば、なぜそのような化学成分や熱処理が選定されたかの理由がわかり、「金属材料」は興味深い活きた教科となる。このことはまた、金属材料の最も有効な選択や合理的な設計につながる。本書は過去 20 年に及ぶ機械工学科における講義の経験を活かして、金属材料の本質から実用材料に至る基礎的な諸問題を有機的に関連づけて興味をもって読めるように書いたつもりである。

最近、金属材料は経験の積み重ねによる改良から脱却し、理論に基づいた開発という新段階に入り数多くのすぐれた材料が生まれつつある。金属材料の機械的性質やマクロ的な諸現象も、近年著しく進歩した材料科学の立場から理論的かつ統一的に解釈できるようになったため、実用材料を扱う第一線の技術者も、材料のマクロの性質をミクロの尺度で理解する必要に迫られている。

一方金属材料をつくり、加工、熱処理し、これらを用いて種々の機械や構造物の設計を行う機械・金属技術者にとっては、材料の力学的挙動、加工・熱処理・温度などによる材質的諸変化、実際の加工・熱処理作業のやり方や問題点、各材料の特徴や性質などを工学的な広い視野にたって十分理解することが、良質な材料をつくり、または適材を選択して合理的な設計を行ううえで肝要である。

このような観点にたって、本書ではまず金属の結晶構造、平衡状態図、材料の強度や変形を支配する格子欠陥の作用などについて平易に説明したのち、材料の力学的挙動や機械的性質、加工・熱処理・温度などによる変化、設計にお

ける材料，熱処理法，許容応力の選び方などの金属材料に共通する工学的基礎を体系的に解説した。ついで実用材料や新材料の熱処理法や特徴，性質，適用範囲などについて基礎的な面から説明して材料の本質が理解できるように努めた。同時に JIS その他の規格をみて適材を選択するのに必要な基礎的知識も得られるように配慮した。やや難解な式の誘導や補足事項は脚注として参考に供した。

本書は以上のような意図のもとに書かれたものであるが，紙面の関係から十分意をつくせない面もあり，また著者の考え違いや勉強不足の点もあろうかと思われる。読者各位のご批判なりご意見なりをいただければ幸いである。

終りに，本書を執筆するに当っては，内外の著書や学協会誌の解説・論文を多数参照し引用させていただいた。これらの著者に深甚の謝意を表する。

1976年9月

著 者

1・1	金属の結晶構造	… … … … … … … … … …	1
1・2	合金の結晶構造	… … … … … … … … … …	5

2・1 2元合金の平衡状態図における基本的事項 …… 8

2・2 基本的な平衡状態図の型 …… 10

[illegible]

4・1	金属材料の強さと韌性… … … … …	…35
4・2	加工硬化 … … … … …	…37
4・3	固溶強化(固溶硬化) … … … … …	…45
4・4	析出硬化(時効硬化) … … … … …	…47
4・5	結晶粒の微細化による強靱化 … … … … …	…50
4・6	マルテンサイト変態による強靱化 … … … … …	…53

5・1	金属材料の破壊様式	… … … … …	… … … … …	… … … … …	… … … … …
5・2	ぜい性破壊におけるき裂の発生と伝ば	… … … … …	… … … … …	… … … … …	… … … … …
5・3	低温ぜい性	… … … … …	… … … … …	… … … … …	… … … … …
5・4	降伏現象	… … … … …	… … … … …	… … … … …	… … … … …
5・5	ひずみ時効	… … … … …	… … … … …	… … … … …	… … … … …

5・6	薄鋼板のストレッチャストレン	68
5・7	青熱ぜい性	69
5・8	金属のクリープ	70
5・9	クリープ変形の機構	71
5・10	クリープ強さとクリープ試験法	74
5・11	高温用材料における許容応力の求め方	77

第 6 章 金属の疲れと疲れ強さを考慮した熱処理や設計

6・1	金属材料の疲れ破壊	80
6・2	疲れ強さとその求め方	82
6・3	金属材料の疲れ強さと引張強さの関係	84
6・4	鋼の疲れ強さと炭素量および熱処理の関係	86
6・5	疲れにおける切欠効果	87
6・6	疲れにおける寸法効果	92
6・7	疲れにおける表面状況と金属組織の影響	93
6・8	疲れにおける表面硬化の影響	95
6・9	疲れ強さを基準にした許容応力の求め方	100

第 7 章 鉄鋼の製造法

7・1	鉄鋼の分類	103
7・2	製銑, 製鋼法と鋼塊の加工	104

第 8 章 平衡状態における鉄鋼の変態と組織

8・1	Fe-C 系平衡状態図	116
8・2	炭素鋼をオーステナイト領域から徐冷したときの変態と組織	118
8・3	炭素鋼の状態図への合金元素の影響	123

第 9 章 鉄鋼の熱処理と機械的性質

9・1	鋼の焼ならしおよび焼なまし	126
9・2	過冷オーステナイトの等温変態	128
9・3	オーステナイトの連続冷却変態	130
9・4	鋼のマルテンサイト変態	133

第1章 金属および合金の結晶構造

金属は一般に展延性に富み、電気や熱の良導体で金属光沢を帯びている。このような特徴は、金属が、それを構成するすべての原子が金属結合と呼ばれる結合方式によって規則正しく配列した結晶体であることに起因する。また金属の諸性質はもちろん原子の種類によって異なるが、同一金属でも原子の配列の仕方によっても変わる。さらに今日では金属材料の塑性変形や強さは転位や原子空孔などと呼ばれる原子配列の乱れによって著しく左右されることが知られている。

したがって金属材料の諸性質を論じ、熱処理や加工の問題を理解するためには、結晶構造についての基礎知識がまず必要である。

1.1 金属の結晶構造

1.1.1 金属の結晶構造とミラー指数

金属の切断面をよく磨いて腐食液で軽く腐食し顕微鏡でみると、図 1.1 に示すような多数の結晶粒 (crystal grain) がらなっている。実用の金属材料はほとんどこのような多結晶体 (polycrystal) である。結晶粒の境界は金属が最後に凝固した部分で、不純物や欠陥を多く含むので腐食されやすく黒くみえる。これを結晶粒界 (grain boundary) という。

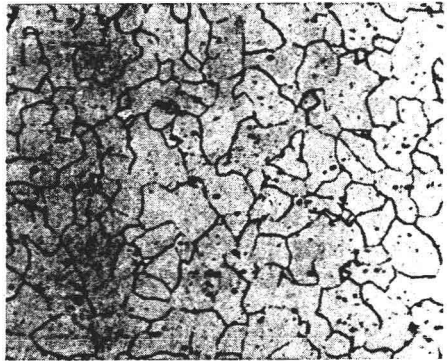


図 1.1 純鉄の顕微鏡組織 (150 倍)

金属を X 線で調べると、各結晶粒の中では原子がそれぞれ 3 次元的に規則正しく配列している。これを結晶格子 (crystal lattice) という。しかし結晶格子の配列の方向、すなわち結晶方位 (crystal orientation) は結晶粒ごとにまちまちである。金属はそれぞれ特有の結晶格子型をもっているが、同一金属

表 1・1 金属の結晶格子型

結 晶 格 子 型	金 属
体 心 立 方 (bcc)	α -Fe, δ -Fe, Cr, Mo, W, V, β -Ti, Nb, β -Zr, Ta, Na, K, Ba
面 心 立 方 (fcc)	γ -Fe, Al, Cu, Ni, Au, Ag, Pt, β -Co, Pb, Ca
最 密 六 方 (cph)	Mg, Zn, Cd, α -Ti, α -Co, α -Zr, Be, Y
ダ イ ヤ モ ン ド	Si, α -Sn*, Ge
菱 面 体	As, Sb, Bi

* β -Sn 体心正方, Mn 等軸(複雑)

でも温度や圧力の変化によって結晶格子型を変える場合がある(1・1・2). おもな金属の結晶格子は表 1・1 に示すように体心立方格子 (bcc, body-centered cubic lattice), 面心立方格子 (fcc, face-centered cubic lattice), 最密六方格子 (cph, close-packed hexagonal lattice) の 3 つの型に属し, さらに前 2 者に属する金属が実用上とくに重要である.

図 1・2 は各結晶格子の単位胞 (unit cell, 単位格子) を示したもので, 結晶格子はこれらの単位胞の積み重ねによってできている. 単位胞の稜の長さ a および c を格子定数 (lattice constant, lattice parameter) という. 原子の大きさは金属の種類によって違うから, 格子定数は同一の結晶格子型でも金属の種類によ

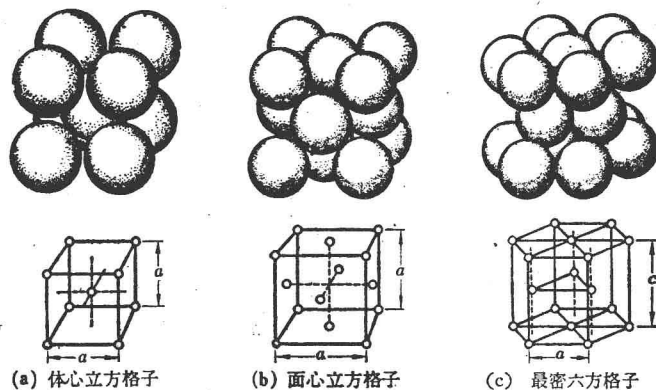


図 1・2 おもな金属の結晶格子の単位胞

てそれぞれ異なる. ある金属の結晶構造を示すには単位胞の型と格子定数を示せばよい. たとえば常温における Fe (α -Fe) は体心立方格子型で格子定数はほぼ $a=2.87 \text{ \AA}$ である. なおこの場合, Fe の原子半径は約 $1.25 \text{ \AA}$ で, 3 つの Fe 原子が体心立方格子の体対角線上で互いに接触している. 同様に面心立

方格子金属では面对角線上で3つの原子が互いに接触している。

さて、結晶はきわめて多数の原子が3次元的に規則正しく配列したものであるから、結晶の構造を考える場合に個々の原子の位置を座標によって示すより、原子によって構成される面、すなわち原子面 (atomic plane) や原子の並んだ方向を相対的に示し、それによって原子の配列を考える方が便利である。このためには一般にミラー指数 (Miller index) が用いられる。図 1・3 に立方格子における原子面と方向のミラー指数の例を示す。いま、格子定数 a の結晶中の任

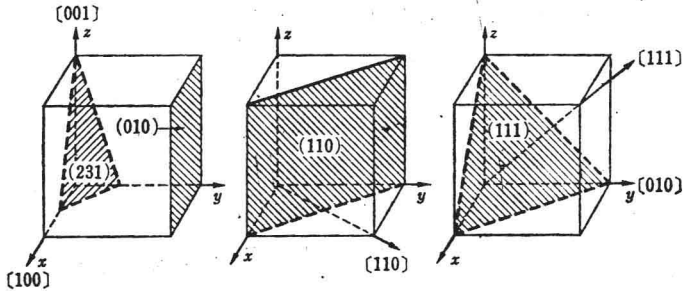


図 1・3 立方格子における原子面と方向(ミラー指数)

意の面が x, y, z 軸をそれぞれ $\alpha \cdot a, \beta \cdot a, \gamma \cdot a$ で切るならば、 $1/\alpha, 1/\beta, 1/\gamma$ のなるべく小さい整数比 $h:k:l$ をとり、この面の指数は (hkl) のように表される^{1,1)}。立方格子における方向は原点を通り、その方向に平行な直線を考え、その直線上の任意の1点の座標を格子定数を単位として表す。そしてそれらの最小整数比をとって $[uvw]$ のように表示する^{1,2)}。立方格子においては同じ指数の面と方向は図に示したように必ず直交する。

1.1) 1つの軸に平行な面の指数は、この面が距離 ∞ でその軸を切ると考え、その逆数をとって0で示し、たとえば $(h0l)$ のように表す。ある軸を負の側で切る場合はその指数にマイナス符号をつけて、たとえば $(\bar{h}kl)$ のように表す。なお面指数に関してはつぎのことがいえる。

- 1) 平行な面は同一指数で表される。
- 2) 指数が同じで符号が全部逆な面は平行である。たとえば (110) 面は $(\bar{1}\bar{1}0)$ 面と平行である。
- 3) たとえば $(100), (010), (001); (\bar{1}00), (0\bar{1}0), (00\bar{1})$ の各面は座標軸に対する結晶学的な関係がみな同じである。これらの面は等価であるといい、まとめて $\{100\}$ のように表される。等価の面は指数の入れかえと符号の交換によってつくられる。
- 4) 同一指数をもつ面の面間隔は $d_{hkl} = a / \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$ で求められる。したがって高指数の面ほど面間隔は小さく、またその面内の原子密度は低くなる。

1.2) 面の表示では軸を切る切片の長さの逆数をとるが、方向の表示の場合は座標の値がそのまま用いられる。等価の方向は一括して $\langle uvw \rangle$ のように表示する。

1.1.2 金属の変態

金属の結晶は 0°K から融点まで同一の結晶構造をもつものが多いが、なかにはある温度で結晶構造を変えるものがある。また圧力の変化によって結晶構造が変わることもある。いま、純度の高い Fe を徐々に加熱すると図 1.4 に示すように約 910°C で急に収縮し、収縮し終るとまた膨張するが、直線の傾きは 910°C 以下の場合より急になる。約 1390°C に至ると今度はそこで膨張が起こり直線は 910°C 以下の直線のほぼ延長線上へくる。X 線で調べると $0^{\circ}\text{K} \sim 911^{\circ}\text{C}$ および $1392 \sim 1536^{\circ}\text{C}$ (融点) の Fe は bcc 格子をしており、これらをそれぞれ $\alpha\text{-Fe}$, $\delta\text{-Fe}$ と呼ぶ。 $911 \sim 1392^{\circ}\text{C}$ で安定な Fe は fcc 格子で $\gamma\text{-Fe}$ と呼ばれる。fcc は bcc に比べて原子が密につまった構造になっているので、bcc 格子が fcc 格子に変わると収縮が起こるのである。

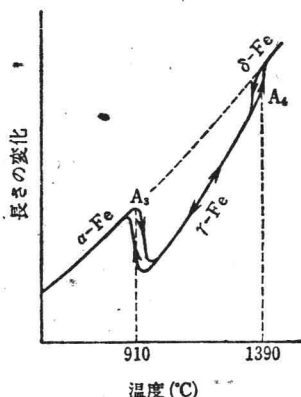


図 1.4 純鉄を徐熱徐冷したときの長さの変化

$\alpha\text{-Fe}$ や $\gamma\text{-Fe}$ のように同じ物質が温度またはそのほかの外的条件によって結晶格子型を変えることを同素変態または単に変態 (transformation) という。また変態の起こる温度を変態点 (transformation point) という。Fe の場合 $\alpha\text{-Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{-Fe}$ の変態点を A_3 点、 $\gamma\text{-Fe} \rightleftharpoons \delta\text{-Fe}$ の変態点を A_4 点と名づける。 A_3 , A_4 変態のように核形成と成長^{1.3)}によって起こる変態では、その進行にある時間を必要とする。したがって図 1.4 に示したように加熱のときは高めに、冷却のときには低めに起こりやすい。それで加熱のときには Ac_3 、冷却のときは Ar_3 のように表す。加熱冷却の速度をおそくしていくと両者はしだいに接近するが、このような平衡状態とみなせる場合の変態点は Ae_3 のように表す。通常 A_3 と記せば Ae_3 のことである。Fe の同素変態は実用上大変重要であるが、同素

1.3) 凝固、変態、析出などの相変化は通常核形成と成長の過程によって起こる。 A_3 点における $\gamma\text{-Fe}$ から $\alpha\text{-Fe}$ への変態についていえば、まず $\gamma\text{-Fe}$ の結晶粒界などに $\alpha\text{-Fe}$ の結晶の核が形成し、これがしだいに成長してついに全部 $\alpha\text{-Fe}$ の結晶粒におきかわる。そして冷却速度が速いほど変態は低温で起こるようになる。すなわち過冷却されやすい。そして過冷却が大きいと核の形成が容易で核形成速度が大きくなる。したがって冷却速度が速いと変態後の結晶粒(組織)が細くなる。同じ理由で、溶融金属は急冷した場合の方が徐冷した場合より凝固後の組織が細くなる。

変態を示す金属には Fe のほか Co, Mn, Sn, Ti などがある。1価または4価のせん移金属には同素変態を示すものが多い。

金属の変態にはこのほかに磁気変態がある。たとえば Fe は常温では強磁性体であることはよく知られているが、これを加熱していくと少しずつ磁化の強さを減少していく。そして約 770°C になると急激に磁化の強さを失って常磁性体となり、ほとんど磁石につかなくなる。このような磁気的変化が起こるのは原子配列そのものの変化によるのではなく、単に電子の運動の状態に変化が生じるためである。この温度を Fe の磁気変態点、 A_1 点あるいはキュリー点 (Curie point) などと呼ぶ。 $770\sim 911^{\circ}\text{C}$ の Fe を過去には $\beta\text{-Fe}$ と呼んだことがある。

1・2 合金の結晶構造

純金属は機械的性質が劣るので実用の材料は大部分が合金である。合金には固体状態で種々の相^{1・4)} (phase) が現れる。それらを大別すると純金属、固溶体および金属間化合物となる。

水に少量の食塩を加えてよくかき混ぜると一様な食塩水ができるように、固体状態の合金において、ある金属の結晶格子の中へほかの原子 (金属または非金属) が1つずつ混って完全に溶け込んだ相を固溶体 (solid solution) という。したがって固溶体の顕微鏡組織は見かけ上、純金属と同様に同種類の結晶粒の集合体である。そして母体となる金属 (または原子) を溶媒金属 (原子)、溶け込んだ金属 (原子) を溶質金属 (原子) と呼ぶ。固溶体には溶質原子の入り込み方によって図 1・5 のように置換型固溶体 (substitutional solid solution) と侵入型固溶体 (interstitial solid solution) とがある。前者は溶媒原子の

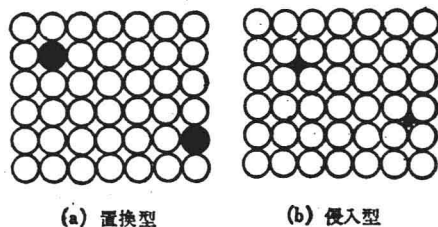


図 1・5 固溶体中への溶質原子の入り方

1・4) 多相系において、ほかの部分と明瞭な境界で区切られ、それ自体の中では均質であるような部分を相という。たとえば水と氷の2相系では液相 (水) と固相 (氷) の2相が混合している。

格子点が溶質原子によって占められたもので、金属原子同志はこの型の固溶体をつくる。後者は溶媒原子のすきまに溶質原子が侵入したもので、C, N, O, H のように溶質原子が小さい場合^{1.5)}に限られる。たとえばCは α -Fe, γ -Fe いずれへも侵入型に固溶する。固溶体においては溶質原子の入る位置は原則として無秩序である。

置換型固溶体において、A, B 両金属の原子の大きさが同程度で、結晶格子型が同じなどの条件がみたされると、両金属はどんな割合にでも固溶体をつくりうる。これを全率固溶体といい、Ag-Au, Cu-Ni, Bi-Sb などはこの例である。しかし上のような条件がみたされないと溶質原子の固溶はある固溶限(solubility)までとなり、あるいは両金属はまったく固溶し合わない場合もある。Ag-Cu, Cr-Ni, Pb-Snなどは前者の例、Au-Si, Al-Sn, Bi-Cdなどは後者の例である。両金属がまったく固溶し合わない場合には、合金は両金属の結晶が混合した状態となる。

侵入型固溶体では溶媒原子のすきまは溶質原子の大きさよりかなり小さいから、溶質原子が無理に侵入すると大きな格子ひずみを生ずる。したがってCやNなどの侵入型溶質原子の固溶限は一般に低い。しかし置換型固溶体でも溶質原子の大きさは通常溶媒原子と等しくはないから、溶質原子の固溶によって図1.6に示すような格子ひずみを生ずる。固溶体では溶質原子の濃度が増すにつれて、格子ひずみや溶質原子と格子欠陥の相互作用(3.3.5)のために、強さや硬さが増大した電気抵抗も大きくなる。固溶体の格子定数も溶質原子が入

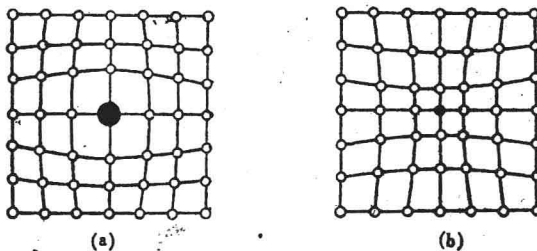


図 1.6 置換型溶質原子による結晶格子のひずみ

1.5) Fe の原子半径は約 $1.25 \text{ \AA}$ 、大部分の金属の原子半径は $1.1 \text{ \AA}$ 程度以上である。これに対して C, N, O, H の原子半径はそれぞれ約 $0.77, 0.71, 0.60, 0.46 \text{ \AA}$ である。

るにつれて変化する。このような溶質原子の固溶による強化を固溶強化 (solid solution strengthening) または固溶硬化 (solid solution hardening) という (4・3)。単純に格子ひずみのみからみれば、全率固溶体では両金属原子がほぼ半数ずつ固溶し合ったとき格子ひずみが極大となり、強さや電気抵抗もそれにつれて極大を示すことになる。一方、両金属がまったく溶け合わないときは、合金は両金属結晶の混合物となるから、合金の強さやその他の物理的性質はおよそ合金中の両金属成分の配合割合とともにほぼ直線的に変化する。固溶体の機械的性質は一般に成分金属よりすぐれていて、強靱性に富みしかも加工しやすいものが多い。Cu に Zn を約 40 重量 % までの範囲で加えた黄銅はその 1 例である。

つぎに、A, B 両成分金属 (一方が非金属の場合もある) の電気化学的性質などの関係から両者が化学的に結合しやすく、両者の合金中に A, B いずれとも異なる複雑な結晶構造をもつ金属間化合物 (intermetallic compound) が現れることがある。金属間化合物は固溶体と異なり、成分金属の原子がそれぞれ定まった位置に配列して規則的な構造をしており、また AB , AB_3 などの化学式で示されるように、一般に A, B の原子数の比が比較的簡単な整数比になっている。金属間化合物は普通の金属とは異なる特異な結合方式や結晶構造をしているため、変形しにくく硬くてもろい。Fe-C 系における Fe_3C (セメントイト) や Al-Cu 系における $CuAl_2$ (θ 相) などは重要である。

硬い金属間化合物を粘り強い固溶体の素地中に細かく分散させると強靱な材料をつくることができる (4・4)。また炭化物などでとくに硬いものは切削用、耐摩耗用工具としても利用される (15・5)。

第2章 2元合金の平衡状態図

物質の状態を決める変数には温度、圧力、組成があるが、固体あるいは液体状態の金属、合金では圧力の影響は通常無視することができる。2元合金の平衡状態図とは温度を縦軸、組成を横軸にとって、ある温度と組成の合金中に平衡状態において存在する相の関係を示した図である。平衡状態図はあくまで平衡状態における相の関係を示すものであるから、加熱、冷却がきわめてゆっくりの場合や、一定温度に長く保持された場合（ただし低温ほど平衡状態に達するのに時間がかかる）の相変化や相関係を知るのに用いられる。急激な温度変化によって現れる相変化などの知識はこの図から直接には得られない。平衡状態図は合金の熱処理や性質などを論ずる上の基礎となる非常に重要なものである。

2.1 2元合金の平衡状態図における基本的事項

図 2.1 に示す代表的な例について、2元系の平衡状態図 (equilibrium phase diagram) における基本的事項を説明する。

1) 合金の組成はA金属に対するB金属の重量%または原子%で表す。原子%とは原子数の百分率である。実用的な面では重量%を用いることが多い。

2) 図の例は固体状態でA, B両成分金属が互いにある固溶限度まで固溶し合う場合の1つであるが、2元系の平衡状態図はすべてこのように、いくつかの単相(1相)領域と2相領域とに分

けられる。ただし純金属および金属間化合物は垂直な線で表される。

3) T_AET_B はこれより上の温度では合金はすべて液相(L)になっているこ

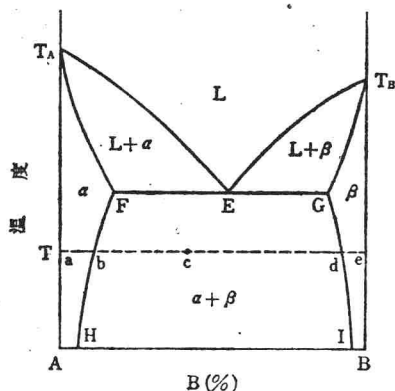


図 2.1 2元系平衡状態図の代表例