



入門講座

鉄鋼材料編-5

鉄の物性と機能 —物理的性質—

藤田英一 静岡理工科大学理工学部 教授
Eiichi Fujita

The Nature and Physical Properties of Iron

1 鉄の原子核と電子配置

1.1 鉄と物理学

40億年を越す地球の長い生き立ちに較べて、人類らしき祖先が出現したのは僅か300万年ほど前であり、その中でもおよそ歴史や文明と言える状態の痕跡・証拠は1万年前に遡ることすらできない。ところで、メソポタミアのウルの遺跡の最深部での4000B.C.頃の発掘品の中には既に金属製の偶や器があり¹⁾、金属が殆ど文明発祥と共にあったことは明らかである。その後、鉄が農耕具や武器において青銅を圧倒してから、文明・文化の急速な発展があり、産業革命を経て鋼の時代となり、今日の文明社会がある²⁾。

高い品質の鉄や鋼を効率よく生産するために、当然、科学・技術との結び付きが必要であったが、その科学は主として精錬のための化学であり、それに貢献した化学者としてラヴォアジエやブンゼンが知られている。一方、金属の性質を調べた物理学者としては、フック、ニュートン、ファラデーの名前を挙げることもでき、下って我が国を見れば、鉄鋼業の勃興と平行して我が国の近代的な金属学の開祖となった物理学者、本多光太郎の研究の中心は鉄と磁性であった³⁾。

今世紀初頭に量子物理学を根幹とする近代物理学が誕生すると、すぐに金属の結合や伝導の問題が対象となり、伝導電子、伝導帯の存在と状態が解明された。今日、我々が鉄を始め金属の状態や性質を理解できるのは量子力学のお蔭と言ってもよい。

1.2 鉄の原子核

少し詳しい周期表を見ると、Ⅷ属の鉄は26番目の元素で原子量は55.85となっている。これは鉄の原子核が26個の陽子を含み、核の外に26個の電子を伴って中性原子となること、また核には約30個の中性子も含まれていることを示す。原子量が端数であるのは、天然には質量数の異なる核が混在しているからであり、核種として、⁵⁴Fe（存在比5.84%）、⁵⁶Fe（91.68%）、⁵⁷Fe（2.17%）、⁵⁸Fe（0.31%）が

安定に存在する同位体（isotope）である。このような存在比は、本誌の創刊号にあるように、宇宙が陽子・中性子から始まって融合反応と回帰の繰り返しによって次第に大きな原子核を形成し、反応のほぼ終極の鉄に到るまでの過程で生じた多様性である。地表に較べて、地球深部の存在比は正確には判らない。また木星のように、軽い元素から成り、鉄が殆んど存在しないものもある。

多様性を見本として、加速器中で⁵⁶Feに陽子を当てて吸収反応をさせると、十電荷の核子が増すので、それは鉄ではなくなり、⁵⁷Coである。この同位元素は不安定（放射性）で、半減期270日で崩壊（電子捕獲）し、 γ 線を出して⁵⁷Feになる。このときの γ 線は鉄のメスバウアー分光に利用される³⁾。

鉄が多くの同位元素からなることは鉄の物性に影響するようにも思える。例えば、水素（H）、重水素（D）、三重水素（T）の場合のように、拡散係数が異なればばらの値になるとか、³Heと⁴Heのように分離効果があるとか、あるいは、ある核種だけ（例えば⁵⁷Feだけ）を精製（濃縮）すれば特異な物性の材料が得られるかも知れない、と言ったことである。しかし、幸か不幸かそのようなことは見出されない。それは鉄の物性を支配しているのは、原子核よりはその外側にある電子の状態であり、また外殻電子（outer electrons）と周りの原子およびそれに属する電子との相互作用が作り出す結合状態であるからに他ならない。

1.3 鉄の電子状態

量子力学の教える所によれば、原子核の周りにクーロン力で引き寄せられている電子の軌道の状態は量子化されていて、内側のエネルギーの低い方から、主量子数、 $n=1, 2, 3, \dots$ で指定される不連続な準位を持つ。（そのエネルギーは $-1/n^2$ に比例するような値を持つ。）しかし、同じ n の中でも軌道角運動量の違いがあり、それを量子化している副量子数として、方位量子数 ℓ があり、軌道の方位と形状が決まる。 $\ell=0, 1, 2, \dots, n-1$ の値が許され、それらにs, p, d, $\dots$ の記号が使われている。例えば、 $n=3, \ell=2$ の準位は

3dと呼ばれる。さらに磁界が掛かると、角運動量のz軸成分の量子化によって、磁気量子数 m に従う準位の分裂（ゼーマン分裂）が現れる。 $m=0, \pm 1, \pm 2, \dots, \pm \ell$ が可能な状態であり、例えば、3dは磁界がなければ5個の m 状態の重なり（縮退）から成る。この上に第4の量子化がある。それはスピンと呼ばれるもので、簡単には電子が自転していると考えたと説明し易い。即ち、右または左回転の電流のために上向きか下向きの磁気モーメントが生じているとすればよく、それをスピンとよぶ。この量子数は他のものと異なって半整数であり、 $S=\pm 1/2$ の2個しかない。こうして原子に属する電子の状態は n, ℓ, m, S の4個の量子数で指定される。一つの量子状態には1個の電子しか入れないから（パウリの排他律）、例えば、上の規則によれば3dには10個の電子だけが収容される。表1に準位とそこに収容され得る電子数を並べて示した。これらの事は理工系の大学教養課程で既に学んだことであろう。

表1 原子に属する電子準位の種類と収容電子数（鉄の26個の電子の中で、3dに6個、4sに2個が入って外殻を形成している。図1参照）

n (主)	1	2	3	4
1(方位)	s	s, p	s, p, d	s, p, d, f
電子数	2	2, 6	2, 6, 10	2, 6, 10, 14

さて鉄の中性原子では26個の電子があるから、上の量子状態にエネルギーの低い方から順に詰めて行くと、3dに8個入れた所で電子は使い果たされる。しかし、事態はもう少し複雑で、3dよりも先に4sに電子が入り、3dに6個、4sに2個が通常の配置になる。これは主量子数の大きい所では、準位の高低に逆転が起きるからである。こうして3dには空きができるが、この傾向は多くの金属で起きていることで、内側の軌道が充足されていない（不完全閉殻）ものをまとめて遷移金属とよぶ。周期表の中で、3d(Ti, V, …, Ni)、4d、4fなどの遷移金属があり、融点が高く、強く、磁性を始めとして特異な性質が現れる。鉄はその代表格である。

遷移金属のスピンのある方は複雑で、鉄の3dの6個が3個ずつ正負のスピンを持てば磁気モーメントが打ち消し合い、安定であるように思えるが、正負は2対のみで、同符号の電子（不対電子）が2個残るのが安定で、このために鉄原子は磁気モーメントを持つ（イオンになると更に複雑）。電子軌道もモーメントを生じているが、上の余分のスピンの鉄の原子磁石の主な原因である。Ⅷ属のFe, Co, Niは大きな原子磁気モーメントを持ち、顕著な強磁性を発揮する元になっている。

電子状態についてもう一つの重要な問題はエネルギー準位の広がりである。外殻の鉄の4sなどのs電子は原子集団

の中では存在範囲が広く、集団全体に互ってかなり自由に動き回る状態になっている。これが伝導電子で、量子力学の計算によれば、そのエネルギー準位は図1のように広がった密な集り、つまりバンドを形成している。これが伝導帯（conduction band）である。（4sの下端は前に述べたように3dよりも下にある。）伝導電子は電気や熱の伝導の主役であるばかりでなく、その負電荷を介して原子（+イオン）同士が結合している。これが金属結合である。図にあるように、3d準位も広がっているが、その電子は各原子にかなり局在していて、鉄などでは磁性の元になっている他に、共有結合性をも担っている。遷移金属では結合が強く、融点の高いものが多い。鉄の26個の電子の上層部は図1の斜線部のように4sと3dの途中まで詰まっていたその最上準位をフェルミ準位という。伝導性などの物性を支配しているのはフェルミ準位近傍の電子である。

以上のような電子状態が判ったのは量子力学が生まれてからであり、鉄の物性の多くはそれに基づいて初めて理解される。

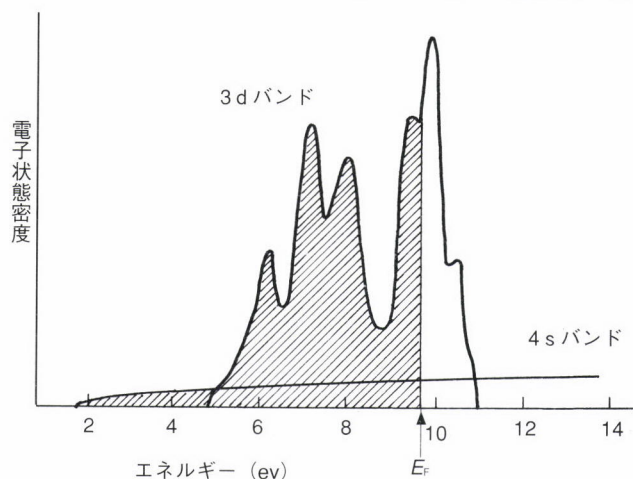


図1 鉄の4sバンド（伝導帯）と3dバンド（不完全閉殻）の状態密度分布の模式図。斜線部は電子が充満している。その右端がフェルミ準位 E_F 。

2 結晶構造と相変態

2.1 結晶構造と α - γ - δ 変態

鉄が低温から907℃まではbcc（体心立方晶）の α 相、その上では1410℃までfcc（面心立方晶）の γ 相、さらにまたbccの δ 相に変態し、1540℃の融点に到ることはよく知られており、鉄だけが元の構造に戻る変態、bcc $\rightarrow$ fcc $\rightarrow$ bccを持つのは、低温のbccでは原子が磁気モーメントの向きを揃えて強磁性になると、本来安定なfccよりもエネルギーが下がるからと説明されている。（本誌2号、西沢「鋼の組織制御学・入門」参照）

上の二つの変態では長さ（体積）が不連続に変わる。その変化量はbccおよびfccの単位格子の構造と寸法から計算すると約2.9%の体積収縮であることが分かる。変態熱

(潜熱)も必ず現れ、それは内部エネルギー U 、エントロピー S の不連続を意味する。このように状態の温度変化(1次微分)に飛びが生じるような変態を1次の相変態とよぶ。融解もその仲間に入る。これらに反して強磁性の α 相を768°Cに上げたときに変態して常磁性になる場合には、潜熱や長さの飛びが現れず、比熱の不連続のみが現れる。これは2次の変態である。磁気変態は後で述べる磁性材料に関係して、また変態の次数はマルテンサイト変態に関係して重要である。

鉄に炭素が入ると上の各変態温度がどのように変わるかは実用的に重要な問題であり、本講座でも鉄-炭素系状態図と共に繰り返し説明されている。

2.2 高圧による α - ϵ 変態

鉄は高圧下で上とは別の相変態を生じる。即ち、常温で静水圧 P を加えて13GPa(約13万気圧)に達すると、bccからhcp(六方最密:hexagonal close packed)構造に変わる。この新相は ϵ と呼ばれ常磁性である。hcpはfccと同じく隣接原子数が12の最密構造であり、bccよりも原子当りの体積が2.9%も小さく不連続収縮、 $-\Delta V$ を起こすから、1次の相変態である。この場合、相の自由エネルギー、 $G=U+PV-TS$ は変態によって $-P\Delta V$ だけ減少するので、高圧では密なhcpが有利な構造として出現することが理解できる。どの物質においても、高圧下では体積の小さい密度の高い相に移り変わる³⁾。鉄にさらに高圧を加えるとどうなるかは分かっていない。 ϵ 相は圧力を外すとすぐに α 相に戻る。

$P\Delta V$ と結合あるいは歪みエネルギーとの大きさの比較から、鉄鋼の技術上で意味のある圧力は1GPa程度以上であることが分かる。材料の破壊を抑える静水圧の効果も、発生する亀裂の空隙としての体積を ΔV に当てて考えればよい。高圧の問題は高圧押し出しのみならず、線引き、圧延、焼結など多くの工程に関係している。

2.3 マルテンサイト変態

炭素鋼を始め、多くの鋼種において γ 相から急冷(焼き入れ)すると、マルテンサイト相が現れ、それが鋼の強化に中心的役割を果たしているのは余りにも有名なことであり、本講座で度々解説された。それが格子のずれ変形、またはその組合せによる1次の相変態であり、炭素鋼の場合にはfcc $\rightarrow$ bct(体心正方晶)であること、またマルテンサイトがc軸の伸びたbct(body centered tetragonal)であるのは γ 相中に固溶していた炭素原子が急冷の間に抜け出す時間がなく、マルテンサイトの本来bccであるべき格子中に過剰に含まれ、c軸を押し広げているからであるということも既に説明された。従って、鋼のマルテンサイト変態の基本についてはそれ以上の解説は省くこととする⁴⁾。

観点を変えて、前々節の話題に従えば、マルテンサイト

変態は変態熱が1000~4000J/molの1次の相変態であり、格子の不連続変形と体積変化を伴う。母相の中に結晶軸の変化と体積変化を突然に生じて新相を作り出すのは容易ではなく、余分なエネルギーを要求されるから、核形成過程が必要であり、微細な双晶や転位組織の形成による応力緩和過程が現れ、冷却時の変態開始温度(M_s 点という)と加熱時の逆変態開始温度(A_s 点)の大きな差(100Kの桁)即ち、履歴を生じる。以上はマルテンサイト変態の特徴とも言える。(ただし、炭素鋼ではマルテンサイトは過飽和炭素を含むために加熱時に析出・分解してしまい、逆変態をしない。)

ところが他の合金、例えば、Ni₅₀Ti₅₀、Fe₇₀Pd₃₀、Cu-Al-Niなどでは変態熱(~300J/mol)や体積変化(1%以下)が小さく、変態、逆変態の温度差も小さく(10Kの程度)、格子変形も徐々に進行し、可逆的である。これらは磁気変態や規則格子変態などの2次変態の性質に近く、1次と2次の混合の様相を持つから弱い1次の(weak first order)変態などと呼ばれている。一方、これらの変態では変態に伴う微細な塑性変形は転位でなく、マルテンサイトの双晶のみで賄われる。双晶変形は格子の一樣なずれ変形の土の組合せであり、例えば、図2(a)の母相Aが剪断的な格子変態をするとき、図(b)のように双晶Mの正負のずれの組合せで外形を保てば、全体的な格子歪みを打ち消すことができる。その上、図(c)のように外力(矢印の剪断力)を加えて塑性変形させると、M双晶の間で食い合い(境界移動)をして無理なく外形を変形させ得る。この種の合金が形状記憶効果を持つ。即ち、図(a)の母相Aを低温にすれば、外形を保ったまま図(b)のマルテンサイトMになり、これに矢印の外力を加えて全体を図(c)のように塑性変形させることができ、それを加熱すればどの双晶部分も一義的に元の母相Aに戻るから、外形は図(a)に恢復する。これが形状記憶の機構である⁵⁾。Fe-Pd、Fe-Ptなどの鉄合金で形状記憶を示すものがある。形状記憶を持たなくても弱い1次のマルテンサイト変態はBaTiO₃(チタン酸バリウム)のような強誘電体やNb₃Snのような超伝導化合物にも見られる。

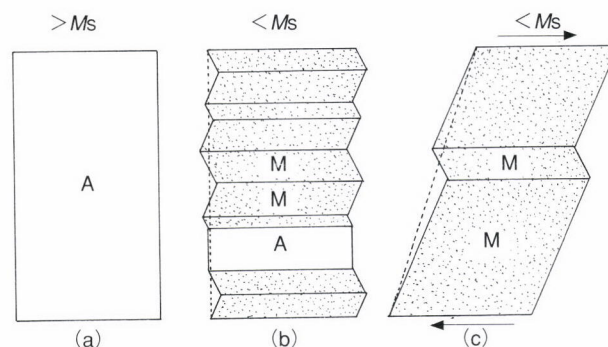


図2 形状記憶合金の変形様式と形状記憶の機構の模式図。
(a) 母相A、(b) 双晶マルテンサイトM、(c) 外部応力が掛かった場合の双晶間の変換による変形。変形後に逆変態をさせると(c)から(a)に戻る。

2.4 アモルファス化

1次の相変態には核形成過程が必要であるが、熔融状態から結晶の核形成が行われる機会を与えられずに液相の無秩序状態が急冷凍結されるとアモルファス（非晶質）材料が作られる。従ってこれは相変態というよりは相変態を抑制して出来た構造である。鉄のような単純な純金属では急冷によるアモルファス化は難しく、実際的な材料は方向性結合（共有結合など）の強いB、C、O、Si等を入れた共晶点近傍の合金が選ばれる。例えば、Fe-14%B、Fe-Si-C、Fe-Co-Si-Bなどである。液体急冷法はよく知られているように、図3に示す型の融体を回転ロール上にノズルから噴出させてリボンを作る方法が最も一般的である。種々の装置改良や合金の選択により、目的に沿う形状と性能のアモルファス材料が得られている。例えば、後で述べる変圧器鉄心用の広幅薄帯の電磁材料、4GPa（約400kg/mm²）を越す強度の超強力リボン、あるいは線材、棒材などが得られている⁶⁾。

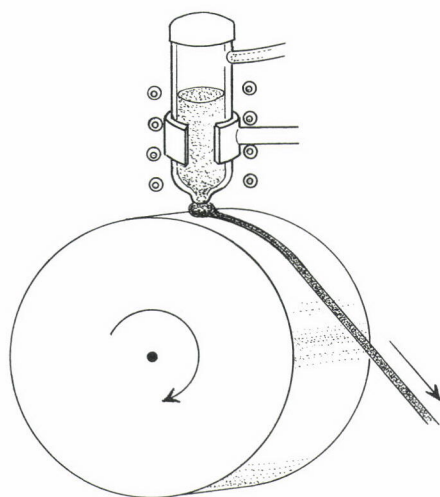


図3 ロール法によるアモルファス合金リボンの作り方の模式図。
2重丸の配列は加熱コイル。

アモルファス材料は結晶核の形成には到らないが、その初期の芽（embryo）ともいふべき極めて小さな秩序集団を含み、製造条件と熱処理によってその状態が変わるので、強度、磁性、耐食性、伝導性などが支配される。熱処理によって径10nm～100nmの超微細結晶の集合体としたものはナノ結晶材料である。アモルファス化とは別に、低圧の不活性ガス中で鉄などを蒸発させて超微細結晶の粉を作り、固めてナノ結晶材料を得る方法もある⁷⁾。

新しい相や構造が作られるときには、その核が形成される過程があり、マルテンサイト変態を始め各種の相変態、凝固、相分離、析出など多くの現象において考えなければならない問題である。核生成理論は鉄鋼の物性を取り扱う上で学んでおく必要のある分野であろう⁸⁾。

3 鉄の磁性

3.1 磁化の過程

鉄の磁性の元はすでに述べたように、原子磁石であり、それらが協同的に方向を揃えれば、強磁性にある。揃える力の本である電子間の交換相互作用 J とよばれる量の正負によって鉄のように強磁性になったり、Mnのように、ならなかったりする。しかし、磁石になるまでには、まだいくつかの機構が介在する。磁化する前には、磁性材料は図4(a)のように、結晶粒の中が100nm～1000nmの大きさの強磁性の領域である磁区（magnetic domain）に細分されていて、磁化方向が互いに打ち消し合い、磁石となっていない。 α 鉄では、磁区の磁化方向はbccの3個の立方軸 $\langle 100 \rangle$ の何れかであり、できるだけ磁束が連続して漏洩のないように磁区の境界である磁壁（domain wall）が配置される。図4(a)に磁化の方向が90°変わる磁壁と180°変わる磁壁が見られる。さて、図(b)の太い矢印のような外部磁界 H を掛けると、磁壁（domain wall）が図3(b)→(c)の双晶境界のように移動して、 H の向きに近い磁区が優勢となり、全体として磁化が現れる。さらに磁界を増すと、磁区内で磁化方向の回転が図(c)に示したように起こり、磁石の強さは飽和に近づく。1926年頃、S.Kaya（茅誠司）は鉄、ニッケル、コバルトの単結晶を作り、磁化を測定して、強磁性の磁化の本質を明らかにした。

一般に磁化過程は図5のように、外部磁界 H を与えて、試料の生じる磁束密度 B を測定することで得られる（材料の磁化の大きさ I で表現してもよい）。aの曲線を見ると、

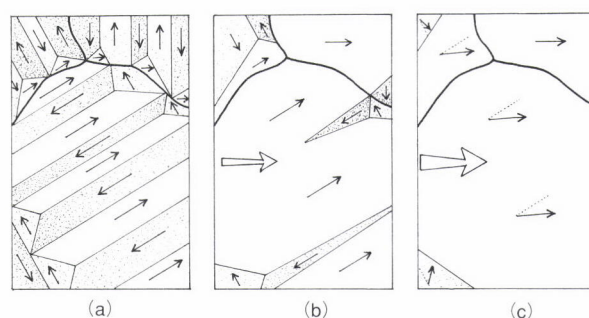


図4 磁化過程における磁区の変化（磁壁の移動）と磁区内の磁化回転。
太線は結晶境界、細線は磁壁、細矢印は磁化方向、白太矢印は磁界を示す。

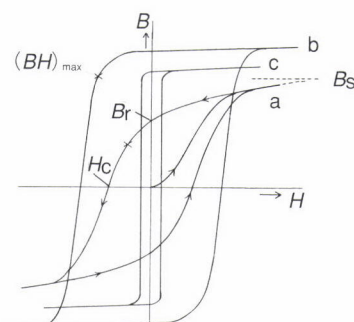


図5 磁石の反復磁化過程における磁束密度の変化（B-H曲線）
aは一般の材料、bは永久磁石（硬い磁石）、cは低損失の軟磁石の各履歴曲線。

$H=0$ 、 $B=0$ から外部磁界を大きくしてゆくと、 B は立ち上がり、磁壁の移動によって磁化が進み、やがて飽和に達する。磁石として飽和値 B_s が高いことが望ましい。応答の早い軟磁石には立ち上がりが早いものがよい。

3.2 履歴曲線と磁石材料^{9,10)}

磁化した状態から磁界を下げると、磁壁の運動は抵抗があって可逆的ではないので、 B の減少はa曲線の左向き矢印のように、 H の変化より遅れ、 $H=0$ になっても残留磁束密度 B_r を保つ。これが永久磁石であり、 B_r が高いことが望ましい。これから逆向きに磁界を増すと、 H_c のところで初めて B が消える。当然、 H_c が大きいことが望ましく、結局、永久磁石の性能は曲線の上に×印で示した B と H の積の最大値 $(BH)_{\max}$ が決め手となっている。図5のa曲線の上の多くの矢印が示すように、磁界を交番反復して与えれば、磁束密度(磁化)はループ、即ち履歴曲線(hysteresis loop)を描く。前記のマルテンサイトの履歴もこれに似ている。

太い角型のb曲線は強い永久磁石に要求される形で、合金の組成を選び(例えばAlnico Vは読んで字の如く、FeにAl、Ni、Coが入る)、熱処理などにより析出や方向性などの微細組織を整え、 $(BH)_{\max}$ の大きなものを目指す。現在、世界最強の磁石は1984年、M.Sagawa(佐川真人)らが発明したFe-Nd-B(鉄・ネオジウム・ボロン)磁石であり、 $(BH)_{\max}$ は405KJ/m³に達する。

縦長の細いc曲線は磁壁が移動し易く、立ち上がりがよく、応答が速い軟らかい磁石(soft magnet)の典型で、電力トランスのような交流磁界下では、ループの面積が磁石内部で熱として費やされて電力損失となるエネルギーに当たるから、できるだけスリムなループが目標である。Fe-3%Si近傍の電磁鋼板はゴス(Goss)方位とよぶ<100>方向が圧延方向、{011}面が圧延面となる再結晶組織を持ち、c曲線型の損失の少ない優れた磁石材料である。その上の工夫改良と生産工程管理によって軟磁石材料においても日本は優位を保っている。アモルファス磁石も磁区を持つが、その形成や移動は結晶の方位や境界がないので非常に自由であり、優秀な軟磁性材料となる⁶⁾。今日、あらゆる処で見いだされるフェライト系磁石は酸化鉄を主体としたもので、これも日本で発明された(武井武、加藤与五郎)。

磁石のもう一つの要点は耐熱性である。鉄の温度を上げると原子磁石の方向を揃える前記の力、 J に対して熱擾乱が強くなり、原子の磁気モーメントは向きが不揃いになり、配列の臨界点であるキュリー(Curie)温度、 $T_c=768^\circ\text{C}$ で2次の変態により常磁性に移る、つまり磁石ではなくなる。強力磁石として有効な合金組成を見出しても、 T_c が低ければ(合金にすると T_c は必ず鉄より低くなる)用途は狭められるので、高い T_c も開発の重要な目標である。

4 格子欠陥

4.1 転位と強度

鉄鋼の強度の話は本講座でも度々紹介され、金属材料の抗張力、靱性、破壊強度などの機械的性質を担うのは転位であり、鉄鋼ではその中の固溶炭素、炭化物などの析出物、マルテンサイトや α 相と γ 相の混合、等々の組織の転位の挙動に対する影響が重要な要素であることも説明された。鉄鋼の強度を高めるためには、材料の究極の強度はそのヤング率の1/10程度であることを弁えながら、以上の問題を基礎的に追求しなければならない。次回の本講座で基本的な説明がされる予定であるから、この小文では転位の説明も上の個々の問題にも言及しない。さらに勉強したい人のためには転位論の専門書がいくつか出版されている¹¹⁾。

4.2 点欠陥と拡散

格子欠陥のもう一つの重要なタイプは原子空孔と格子間原子が代表する点欠陥である。前者は通常材料中の拡散において主役を果たしている。図6のように、色分けした拡散しようとする原子の隣に原子空孔があれば矢印のように原子移動が比較的楽に行える。(空孔がなければ、この原子は周辺を強引に押し退けて通らねばならない。)隣が空孔となる確率は空孔の平衡濃度であり、それはボルツマン因子(Boltzmann factor)、 $\exp(-E_v/RT)$ の形で与えられる。 E_v は孔を作るのに必要なエネルギー、 R はガス定数、 T は絶対温度である。この指数関数は温度 T でエネルギー E_v を熱的に得る確率を表している。次に問題の原子が孔の方にジャンプするためには、図でも分かるが、周りを少し押し退ける必要もあり、図の下部のエネルギーの山、 E_m を確率的に越えねばならない。その速度は原子の振動数(越える試みの回数)を ν ($10^{13}/\text{s}$ の程度)として、やはり $\nu \exp(-E_m/RT)$ の形になる。結局、原子の移動速度を示す拡散係数は $D=D_0 \exp[-(E_v+E_m)/RT]$ という両項の積に比例した形となる。 D_0 は ν 以外も含むが、振動因子などとよばれ、 $E_v+E_m=E_0$ は拡散の活性化エネルギーとよばれる。 α -Fe中のCrの拡散の例では、 $D_0=2.3 \times 10^{-4} \text{m}^2/\text{s}$ 、 $E_0=240 \text{KJ/mol}$ である。500°C程度でCrは動き出す。

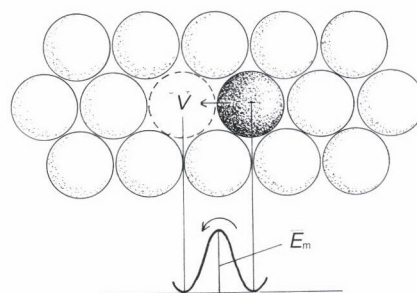


図6 原子空孔による拡散の機構と原子移動に対するポテンシャルの山。

鉄鋼の格子間原子で重要なのは、H、C、Nなどの小さいメタロイド (metalloid) 原子で、特に炭素の挙動が鉄鋼の性質を支配しているのは衆知の通りである。鉄の自己格子間原子はエネルギーが高く不安定なので通常存在しないが、原子炉などの照射損傷過程では重要である。格子間原子は拡散の際に空孔を必要としないから、 $E_D = E_m$ である。 α -Feの中のCの拡散では、 $D_0 = 1.2 \times 10^{-5} \text{m}^2/\text{s}$ 、 $E_D = 85 \text{KJ/mol}$ であり、 100°C 程度でも鉄中で炭素が動きだすことが分かる。ボルツマンの指数関数形は物理や化学の熱が関与するあらゆる分野に現れる重要な因子である。

5 鉄の伝導性その他

鉄の物性の中で電気伝導、熱伝導の問題は重要であるが、これはまた電子配置や伝導電子の散乱機構などの面倒な話になるので、紙数も足らず、鉄鋼技術の上でもやや本道から遠いので、解説は別の機会を待つこととする。ただ、遷移金属の仲間の電気伝導率が悪いのは例のdバンドのせいであること、鉄が超伝導の問題から除外されているのは磁性のせいであることだけを申し添えて置く。金属の熱伝導は電気と同じく伝導電子によるから、同じように考えてよく、熱伝導率の低いステンレス鋼は電気伝導も低いのは当然である。鉄の弾性率、熱膨張係数、比熱、原子材料的特性など、物理的問題はまだまだあるが、ここで話を終ることにする。

参考文献

- 1) E.キエラ：「粘土に書かれた歴史」(岩波新書, 321, 1958年初版)
- 2) 中沢護人：「鋼の時代」(岩波新書, 511, 1989年初版)
- 3) 藤田英一：「金属物理」(アグネ, 1996年)
- 4) 西山善次：「マルテンサイト変態, 基本篇」(丸善, 1971)
- 5) 本間敏夫：「形状記憶合金」藤田英一編著「新素材」(朝倉, 1987), p.137
- 6) 増本健, 深道和明：「アモルファス合金」(アグネ, 1981年)
- 7) R.W.Siegel, ed. by F.E.Fujita：「Physics of New Materials」(Springer-Verlag, Heidelberg, 1993), p.65
- 8) J.Burke：「The Kinetics of Phase Transformation in Metals」(Pergamon Press, 1965)
- 9) 太田恵造：「磁気工学の基礎 I, II」(共立全書, 1973)
- 10) 岩間義郎：「磁性材料」, 藤田英一編著「新素材」(朝倉, 1987), p.89
- 11) 鈴木秀次：「転位論入門」(アグネ, 1967年初版)

(1996年1月26日受付)