



入門講座 鉄鋼材料編-2

鋼の組織制御学・入門

西沢泰二
Taiji Nishizawa

住友金属工業(株) 総合技術研究所 顧問

Elements of Micro-structure Designing of Steel

1 はじめに

「歴史を学ぼう」という声があちこちで聞かれるようになった。先行グループを追走する立場からトップ・グループに仲間入りして、進むべき方向もペース配分も、自分で定めねばならない立場となった本邦の技術者・研究者は、過去の科学技術の潮流を適確に把握することによって、未来を見定めることが大切である。そこで、本題に入る前に鉄鋼組織学の源流を溯ってみることにしよう。

2 ミクロ組織学の源流

2.1 ミクロ組織の発見

われわれが日常の生活を営んでいる「マクロの世界」と、物質の基本要素の「原子・分子の世界」との中間に「ミクロ組織の世界」がある(図1)。このミクロ組織の世界をはじめて探索した人は、弾性の法則で有名なロバート・フック(R. Hooke)であった。

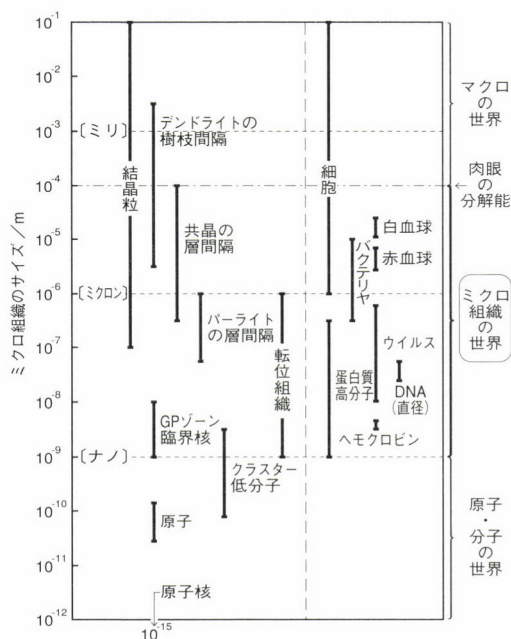


図1 ミクロ組織の世界

ニュートンと同世代の優れた実験科学者だったフックは、さまざまな微小物の顕微鏡によるスケッチを満載した“Micrographia”という題名の本を1665年に発刊して、各方面に大きなインパクトを与えた。とくに、生体が細胞(cell)によって構成されているという報告は、後年の生体組織学(histology)や細菌学(bacteriology)の端緒となった記念碑的な発見であった¹⁾。

Micrographiaの刊行から200年後の1864年に、ミクロ組織の世界が鉄鋼材料中にも存在して、鉄鋼の強さや粘さと関連をもつことがソルビー(H.C.Sorby)によって発表された。しかし、ノッペラボーに見える鉄の塊の中に、生体の細胞に類似したミクロ組織が存在するという事実を、当時の人たちは容易には信用しなかった。このために、英国の鉄鋼協会誌(JISI)にソルビーの顕微鏡写真が掲載されたのは、口頭発表から20年後の1885年であった(図2)²⁾。

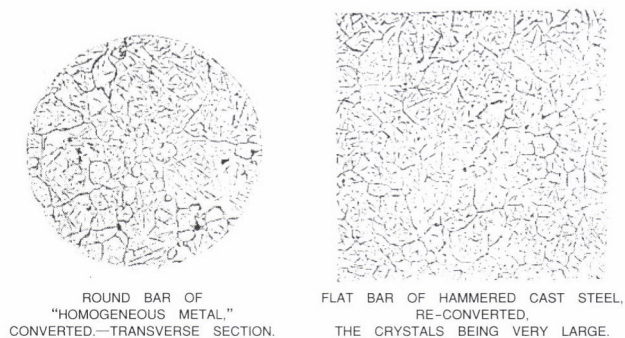


図2 ソルビーの顕微鏡組織写真の2列²⁾。
試片はいまもシェフィールド大学に保存されている。

ソルビーは鉄の街シェフィールドで生れ育った。金属学だけでなく、地質学、生物学、化学等の広汎な領域で活躍したので、金属に関する論文はあまり多くない。しかし、われわれが今日実施している組織観察法—試片の切断面を研磨・エッチングして組織を現出させ、反射型顕微鏡で観察するという一連の操作—をほとんど独力で確立した。ソルビーはまさしく、鉄鋼組織学の父であった。

2.2 観察から科学へ

科学において“観察”は最強の手段である。しかし、観

察した結果を単に集成するだけでは、本当の科学とはいえない。鉄鋼の組織学が一人前の科学となるには、新しい思考法—マイクロ組織の熱力学—を必要とした。

熱力学は18世紀後半に始まった産業革命によってはぐくまれ、熱と仕事の互換性の認識が「エネルギー保存則」を、そして、エンジン効率の改善の努力が「エントロピー」の概念を生み出した。この熱力学の思考法は19世紀後半から20世紀初頭にかけて、多方面の科学領域に取り入れられ、化学熱力学や統計熱力学へと発展した（図3）。

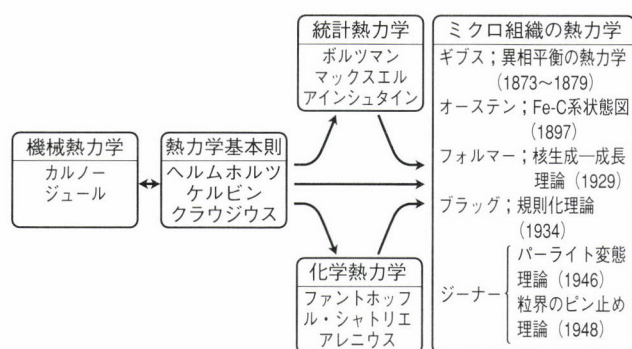


図3 ミクロ組織の熱力学の系譜（1950年まで）

マイクロ組織に熱力学を適用した先覚者は、米国エール大学の数理物理学者ギブス（J.W.Gibbs）である。彼は「不均一物質系の平衡について」と題する一連の論文を1873～1879年に発表して、「相律」、「化学ポテンシャル」、「界面張力」、「界面吸着」など、マイクロ組織の本性に関する基本概念を明確化した。

このギブスの卓越した構想がマイクロ組織学の進展にどれほど寄与したかは測り知れない。とくに、鉄鋼をはじめとする金属材料の、顕微鏡組織に立脚した材料学—金属組織学（metallography）—の確立に大きく貢献した。ソルビーが鉄鋼組織学の“父”であったとするならば、ギブスは“母”であった。そして、これら父と母の間に多彩な花がつぎつぎに咲いた。その第一がオーステン（W.Roberts Austen）の鉄—炭素系状態図（図4）である。

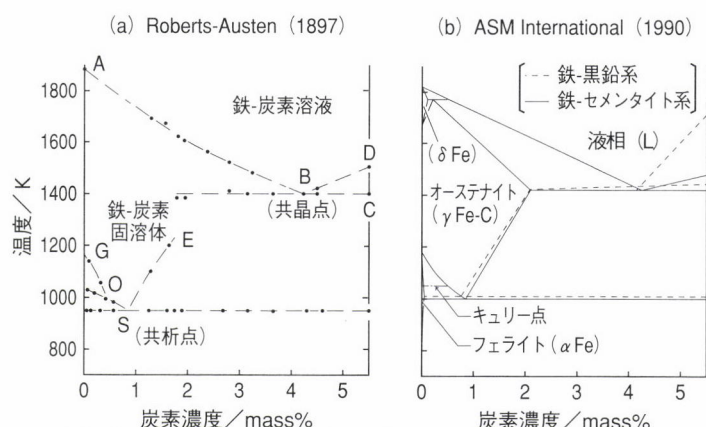


図4 鉄—炭素系状態図の100年

英国王立鉱山学校の教授だったオーステンは、合金状態図の重要性を認識し、水と食塩との状態図を手本として1897年に図4（a）の鉄—炭素系状態図を発表した³⁾。最新の状態図（b）と比べてみると、共晶点（B）や共析点（S）などの要点がかなり正確に定められていたことがわかる。一番の驚きは、水と食塩との溶体＝食塩水からのアナロジーによって、“鉄”と“炭素”との“固溶体”の形成を推理し、状態図中に明記している点である。この卓見によって彼の名は“オーステナイト（austenite）”として永く記念されることとなった。

状態図は材料についての「地図」であり「羅針盤」である。オーステンの状態図によって足掛かりを確保した鉄鋼材料の研究者たちは、それまでの暗中模索のような時代を超えて、多種多様な鉄鋼材料を開発し、“鋼の時代”を打ち立てた。

3 鋼の変態の特異性

鋼はアルミに負けない加工性をもつものもあれば、セラミックスに比肩し得るほど硬いものもある。このような多様性は、鉄の奇妙な変態から由来する。

3.1 A₃変態（α鉄⇌γ鉄）の不思議

純鉄はおよそ1180Kで変態して、体心立方の α 鉄から面心立方の γ 鉄に、そして1670Kで再び変態して体心立方の δ 鉄になる。このような2度の変態は珍しい。しかし、シリカ（SiO₂）は3回、プルトニウム（Pu）は5回も変態する。重要なことは回数ではなく、“逆方向”に変態する点である。

どなたもご存じのように、物質を加熱すると固体→液体→気体へ、換言すると“密”から“粗”へと変態する（図5（a））。この理由は熱力学によると、以下のように説明される。

物質の安定性を表わす自由エネルギー（G）は次式のようになり、二つの項よりなる。

$$G = H - TS \dots\dots\dots (1)$$

エンタルピー (H) は、物質を構成している原子間の結合エネルギーの総量であって、結合が強くて“密”であるほどHは低い。一方、エントロピー (S) は原子の秩序性を表わすパラメーターであって、“粗雑”で“無秩序”な状態のSは大きい。(1) 式によるとGの値は、Tが小さい低温ではHの値によって支配されるので、“密”な状態の方が安定。しかし、Tが大きい高温では、Sの値が大きいほどGの値が低くなるので、“粗”な状態の方が安定。したがって、物質は一般に温度の上昇に伴って“密”から“粗”へと変態する。

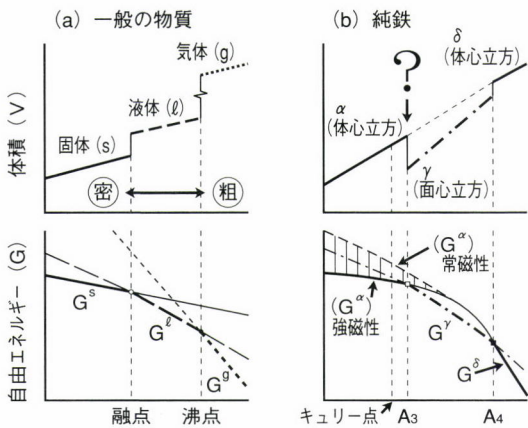


図5 一般の物質は“密”から“粗”に変態するが、鉄のA₃変態は逆方向である

ところが鉄のA₃変態 (α鉄⇌γ鉄) は全く逆であって、加熱によっておよそ1%の体積収縮が観測される。つまり“粗”から“密”へと逆方向に変態する (図5 (b))。この奇妙な逆方向の変態が起るのは何故か？を熱力学はつぎのように説明する^{4, 5)}。

α鉄はキュリー点 (1043K) 以下で強磁性となり、常磁性のときよりも自由エネルギー (G) が低下して安定になる。ただし、磁気変態は結晶構造が変わらない特殊な変態であって、図5 (右下) にハッチングで示したように、キュリー点の上下±500Kの広い温度範囲に涉って徐々に低下する。しかし、自由エネルギー低下の総量は驚くほど大きくて、1モルあたり8,700Jであり、A₃点やA₄点での変態の潜熱 (それぞれ940Jと1090J) よりもはるかに大きく、むしろ融解の潜熱 (15,200J) に匹敵する。このために本来なら低温でγ鉄よりも不安定な筈のα鉄が、磁気変態によって著しく安定化されて、γ鉄よりも自由エネルギーが低くなるために、“逆方向”のA₃変態が生起するのである。

3.2 焼入れ硬化の不思議

鋼を高温から急冷するとカチンカチンに硬くなる。この技法を焼入れと称することはどなたもご存じであろう。と

ころが、この常識が銅以外の材料には通用しないことを知る人は少ないのではなかろうか？たとえばチタンは1155Kでαチタン (最密六方) からβチタン (体心立方) に変態する。しかも、βチタンは0.5%程度の炭素を固溶するので、焼きが入っても良さそうなものだが、しかし、チタン-炭素合金を高温から急冷しても硬くはならない。

一般に物質の溶解度は温度が上昇すると増加する。したがって、鉄に対する炭素の溶解度がα鉄<γ鉄<融鉄の順に大きくなるという事実を当然のことと思うかもしれない。しかし、図6の下段 (右) に示したように、αチタンとβチタンに対する炭素固溶度は順序が逆である。実はチタンの方が正常で、鉄が異常なのであり、その理由は図6の上段に示した結晶構造を考えると理解できる。

	体心立方	面心立方	最密六方
格子モデル			
格子点の数 空間充填率	2 0.68	4 0.74	2 0.74
格子間隙数 格子点の数	3	1	1
格子間隙の形状	円板状 直径0.63d 厚さ0.15d	球状 直径0.41d	球状 直径0.41d

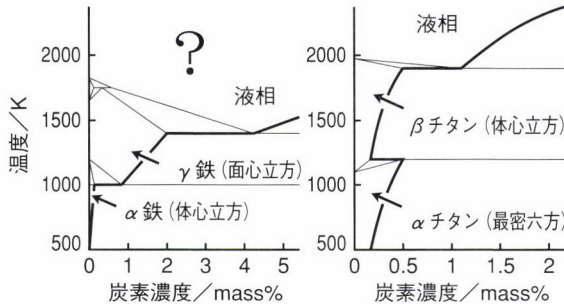
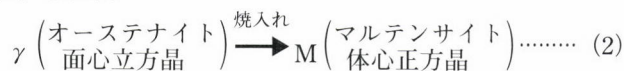


図6 体心立方、面心立方、最密六方の格子間隙と炭素の固溶度の関係

炭素が鉄やチタンに固溶する場合には、八面体格子間隙 (6個の原子が構成する八面体の中心) に侵入型固溶する。この格子間隙は、面心立方と最密六方では球状であって、その数 (図6の●印) は鉄あるいはチタン原子 (○印) の数に等しい。一方、体心立方の八面体格子間隙は数が多い (鉄、チタン原子の3倍)。しかし、個々の間隙は円板状であって、炭素原子の固溶には適さない。このために、体心立方の方が面心立方あるいは最密六方よりも炭素の固溶限が本質的に小さい。α鉄<γ鉄<融鉄の順に炭素の溶解度が大きくなるのは、単に温度が高くなるからではなく、A₃

変態 (α 鉄 $\rightleftharpoons$ γ 鉄) が逆方向の変態であることから由来すると思われるべきである。

昔から行われてきた鋼の焼入れや焼ならしなどの熱処理は、上記のような鋼の特異性を最大限に活用した技法である。図7にモデル的に示したように、 γ 鉄 (オーステナイト) の格子間隙に固溶した炭素原子が逃げ出す余裕を与えずに急速冷却するのが焼入れであって、変態生成相は固溶限度以上の炭素原子が無理に溶け込んでいるために、大量の格子欠陥を内蔵した硬い組織となる。この組織はドイツの金属組織学者マルテンス (A. Martens) を記念して、“マルテンサイト (martensite)” と名づけられた (図8 (b) (b') 参照)。



マルテンサイトは当初は α 鉄と炭化物の微細混合組織であろうと推察されていた。しかし、1920~1930年代にキャオーステナイト (面心立方晶)

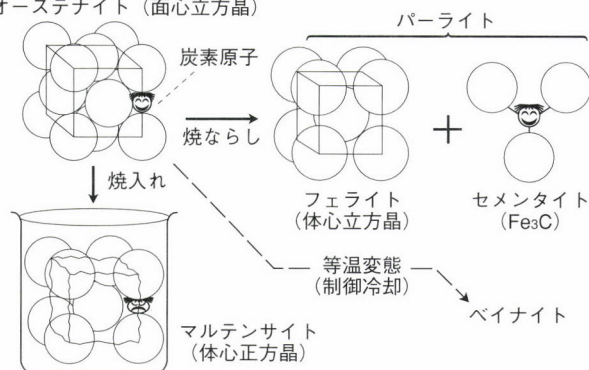


図7 焼入れ、焼ならしに伴う炭素原子の挙動

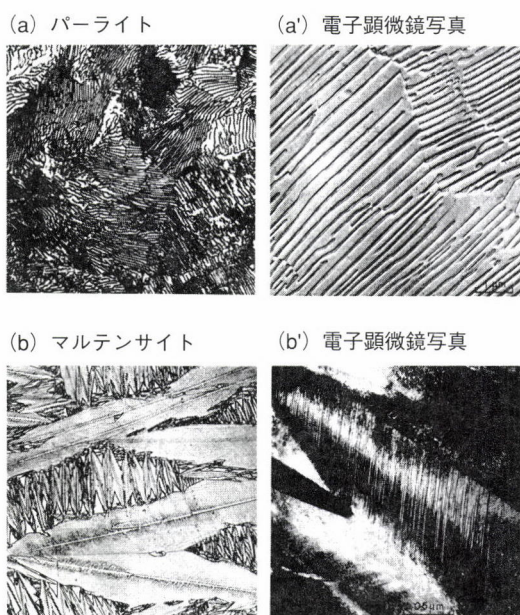
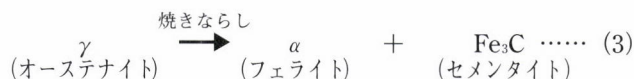


図8 パーライト組織 (a, a') とマルテンサイト組織 (b, b')。マルテンサイト組織にはいろいろの形態のものがあるが、ここではレンズ状 (笹の葉状) のマルテンサイトを示した。電子顕微鏡写真の細かな平行線は変態の際に生じた双晶である。

ンベル (E.D. Campbell) やクルジュモウ (G. Kurdjumov)、西山善次 (東北大・金研) らがX線解析によって、“体心正方”の単相組織であることを確認した。

一方、炭素原子が動きまわる余裕を与えて、体心立方の α 鉄と、炭化物 Fe_3C (セメンタイト) が形成されるように徐冷するのが焼ならしである。



とくに、炭素濃度が0.8mass% (図3 (a) のS点) の鋼では、厚さが1ミクロン以下の薄板状の α 鉄と Fe_3C が交互に重なりあった特有の層状組織が形成される。これを研磨・エッチングすると真珠のように輝いて見えるので、ソルビーは“パーライト (pearlite)”と名づけた (図8 (a), (a') 参照)。

なお、パーライトの生成機構はジナー (C. Zener) による熱力学的解析 (1946年) によって明確化された。今から丁度50年前のことである (図3参照)。

4 析出粒子の制御

原子が移動しないかぎりミクロ組織は変わらない。故に、ミクロ組織を制御するには鋼中の原子がどのくらい動くかを調べておく必要がある。

4.1 結晶中の原子の移動

もしも鉄の結晶がまったく“完全”であって、鉄原子がぎっしりと詰まっているならば、温度を上げても、それぞれの鉄原子は格子点を中心にして熱振動するだけであって、隣の格子点に移動することはない。しかし、現実の結晶は“不完全”であって、“空格子点 (原子が抜けた穴)”が存在する。この空格子点のおかげで鉄原子は隣の格子点へ、さらにまた隣の格子点へと移動する。それは丁度、にっちもさっちもいかない大渋滞の際の自動車の進み方に

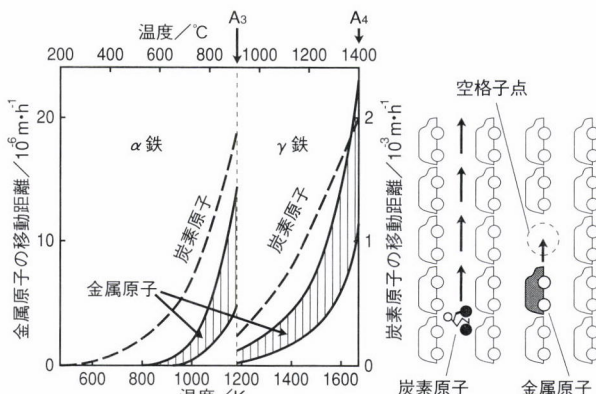


図9 鉄結晶中の原子の移動。

1時間あたりの移動距離は炭素原子の場合はミリ、金属原子の場合はミクロンで表わされている。

似ていて、すぐ前の位置に空格子点が巡ってきたときにひとこまずつ前進する(図9 右)。

鉄の結晶中の空格子点は900K以下の温度ではほとんどゼロである。しかし、温度が高くなるにつれて多くなり、融点直下の1800Kではおよそ1万個の原子あたり1個の割合にまで増える。このために1時間あたりの移動距離も図9左にハッチングで示したように、温度上昇とともに大きくなる。

図9で注意すべき点は、またもやA₃変態であって、A₃点直下の温度の方がA₃点直上の温度よりも、原子の移動距離が10倍も大きい。この理由は、 α 鉄(体心立方)が“粗”で、 γ 鉄(面心立方)が“密”な構造であって、自動車道にたとえるとA₃点を境界として道幅が急に狭くなるために、移動距離が急減するのである。

もう一つの注意点は、炭素原子の移動が金属原子(クロムやニッケルなど)よりも100倍以上も速いことであって、たとえば1000℃では、金属原子は1時間に1.5ミクロンしか動けないが、炭素原子は400ミクロンも動くことができる。この理由は炭素原子が格子間隙を通り抜けて、侵入型移動することができるためである。

4.2 析出粒子のサイズと分布

原子の移動距離がわかると、いろいろの組織変化の様相を推定することができる。たとえば低合金高張力鋼(HSLA)中のニオブ炭化物(NbC)について考えてみよう。

NbCのオーステナイトに対する固溶量は微少であって、鋼の炭素濃度が0.1%のときのニオブ固溶量は1000℃で0.02%、1200℃で0.09%に過ぎない。図10に●印で示したように、3種類の鋼; A (0.05%Nb), B (0.1%Nb), C (0.15%Nb)を固溶度曲線(a—b)よりも高い温度に加熱して、均一なオーステナイト単相組織とする。つぎに矢印で示したように、それぞれ1000℃, 1100℃, 1200℃まで急いで冷却して、各温度に1時間保持すると、固溶限よりも過剰に溶け込んでいたニオブ原子が炭素原子と結合し、NbCの結晶を形成する。こ

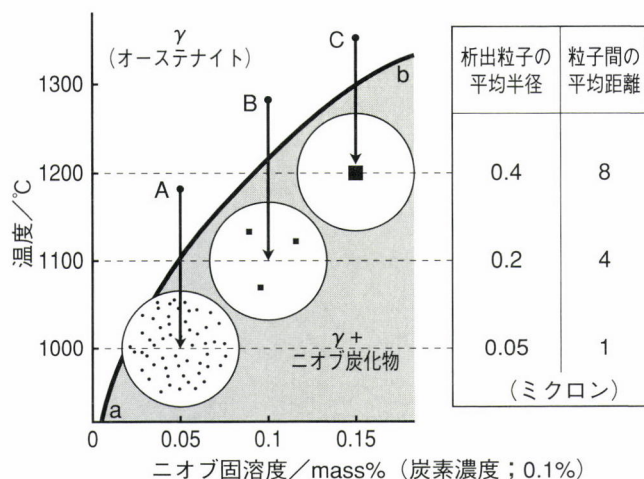


図10 高温で析出したニオブ炭化物は粗大で、分布もまばらである。

のように、過剰に固溶していた溶質原子が別種の結晶を形成する現象を“析出”という。

NbCの結晶が析出するにはニオブ原子と炭素原子が集まる必要がある。前節で説明したように炭素原子に比してニオブ原子の移動は極めて遅いので、NbCの析出の速さはニオブ原子の速さによって律速される。図10は、ニオブ原子の移動速度にもとづいて析出粒子のサイズと、粒子間の平均距離を推定した結果であり、高温で析出した粒子は一般に粗大で、分布もまばらである。したがって、微細なNbC粒子を緻密に分布させるには、適量のニオブを添加した鋼をなるべく低い温度に保持して析出させるのが良いことがわかる。

5 結晶粒の制御

材料は結晶粒を細かくすると靱性が向上する。故に、結晶粒の制御は材料の組織制御の第一歩といっても過言ではない。

5.1 結晶粒の泡モデル

図11(上)に示したように、シャボン液に空気を吹き込んで、細かなシャボン泡をたくさん作り、しばらく放置すると、泡の平均サイズが次第に大きくなると同時に、泡の数が減少する。つぎに図11(下)に示したように、大小のシャボン玉(またはゴム風船)をガラス・コックの両端につけて、コックを開くとどうなるだろうか? 正解は、ゴム風船の場合は(a)、シャボン玉の場合は(b)であり、小さなシャボン玉が消滅するのに対して大きなシャボン玉はますます大きくなる。

これらの実験はシャボン膜が表面張力をもっていて、膜の総面積を減少させようとする。表面張力は弾性応力とは

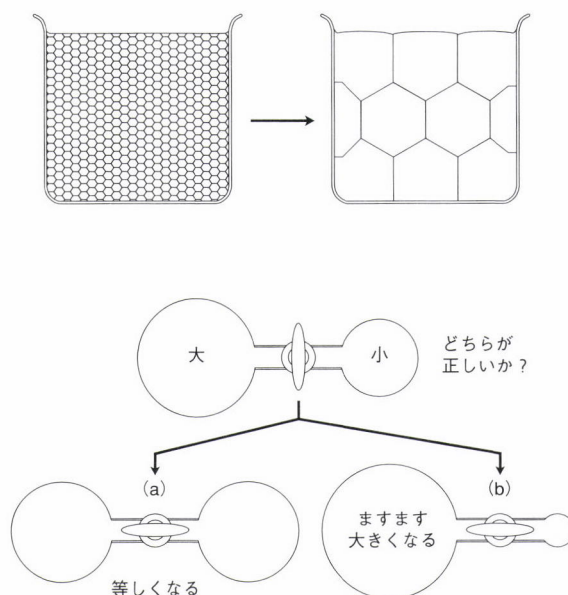


図11 シャボン泡の成長現象(上)とシャボン玉のクイズ(下)

異質であって、膜を拡げても、単位面積あたりの値は変わらないこと。また、膜の曲率が大きいほどシャボン玉の内側に大きな圧力（これを“内圧”という）が発生することを示している。なお、表面張力の大きさは N/m を単位として表わされる。これをエネルギーの単位 $J (=N \cdot m)$ を用いて変換すると、 $N/m = J/m^2$ となるから、表面張力を単位面積あたりのエネルギーと考えて、表面エネルギーということもある。

結晶粒界は結晶粒と別の結晶粒との間の界面であり、シャボン膜に類似した“界面張力”をもっている。これを通常“粒界エネルギー”という。鋼の粒界エネルギーはおおよそ $0.8N/m$ であって、水の表面張力のおおよそ10倍の値である。

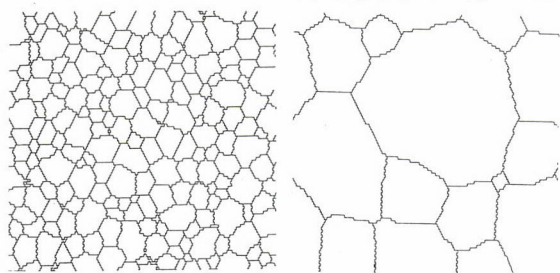
5.2 結晶粒界の粒子によるピン止め

鋼を高温に加熱すると、図11（上）のシャボン泡と同様に、結晶粒が成長するから、やみくもに加熱してはならない。しかし、焼入れや熱間加工などの処理を行なう際には、先づ、かなり高温に加熱することが必要である。このような場合に、結晶粒の成長を抑制する手段として有効なのが“微細粒子の分散”である。

図12（a），（b）は分散粒子が存在しない場合の結晶粒成長を、コンピューターによってシミュレーションしたもので、時間の経過とともに結晶粒が著しく成長する。ここでmcsはシミュレーションにおける試行回数であり、加熱時間に相当する。

これに対して、微細粒子を分散させた組織（c），（d）では、ある大きさの粒径に達すると、結晶粒成長が停滞する。これは微細粒子によって粒界が“ピン止め”されるためであり、ジナー（C.Zener）によって1948年に、結晶粒径

（a）分散粒子ナシ；20mcs （b）分散粒子ナシ；500mcs



（c）分散粒子2%；500mcs （d）分散粒子5%；500mcs

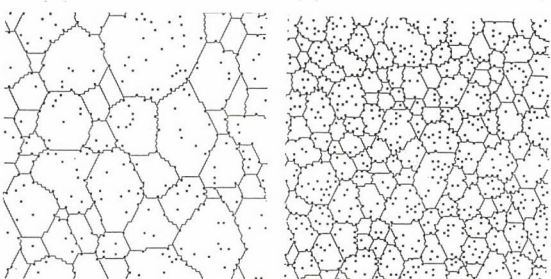


図12 結晶粒成長（a→b）と、分散粒子による粒成長の抑制（c，d）のコンピューター・シミュレーション⁸⁾

と粒子サイズの関係が解析された^{7,8)}。

結晶粒を微細化するには、なるべく多数の微細粒子を均一に分散させて、熱間加工を行なう。たとえば4.2節で説明した析出炭化物の分散が代表例であって、半径0.05ミクロン以下のニオブ炭化物やチタン炭化物を利用して、粒界をピン止めさせながら熱間加工を行なうと、オーステナイトの結晶粒径が10ミクロン程度に制御され、韌性に優れた鋼が得られる。このように、熱処理と熱間加工を有機的に組み合わせて、ミクロ組織を制御する方法を加工—熱処理という。

6 おわりに

自動車や建物の部品に使用される材料にとって「外形のデザイン」は大切である。しかし、材料の性質を決定する「中身のデザイン」は更に重要である。

ミクロ組織の制御学は、この「中身のデザイン」を考える科学である。いうまでもなくデザインは、実行の可能性と経済性を無視したのでは無意味であり、あくまでも材料の本性を見据えたものでなければならない。

鉄鋼は他の材料の追随を許さない素晴らしい素材であって、まだまだ発展の余力を残していると筆者は思う。これまでの先輩が残した経験を理解し、組織制御の科学をマスターすることによって、鉄鋼組織の新しいデザインが現出されることを期待したい。

引用文献

- 1) NHKナノ・スペースプロジェクト：超ミクロ宇宙への旅、日本放送出版協会（1992）、54～63
- 2) C.S.Smith：The Sorby Centennial Symposium on the History of Metallurgy、Gordon and Breach Science Publishers（1965）、ix～xix
- 3) 中沢護人：鉄のメルヘン（金属学をきづいた人々）、アグネ（1975）、195～207
- 4) 西沢泰二：鉄合金の熱力学（第1回）、日本金属学会会報12（1973）、35～47
- 5) 西沢泰二：もしもベータ鉄があったなら—磁気変態にもとづく相平衡の異常—、日本金属学会会報17（1978）、790～797
- 6) 西沢泰二、佐久間健人：金属組織写真集・鉄鋼材料編、日本金属学会（1979）、19、22、29
- 7) 西沢泰二：単相鋼と二相鋼における結晶粒成長、鉄と鋼70（1984）、1984～1992
- 8) 大沼郁雄、大谷博司、石田清仁、西沢泰二：粒子分散組織における結晶粒成長のコンピューター・シミュレーション、日本金属学会誌58（1994）、1133～1140

（1995年10月27日受付）