

## 1 . 目的

近年 , 新素材が次々と登場し脚光を浴びている . 例えば自動車のタイヤホイールなどを例に挙げてみると , 鋼であったものはアルミ合金に変わり , 続いてマグネシウム合金に変わり , 現在脚光を浴びているのはカーボン樹脂製のホイールである . 工業材料といえは以前は「鋼以外は存在しない」かのように使用され続けてきたが , 先の例にも挙げたとおり , 重量を気にする部材にアルミ合金を用いるのは今や当たり前となり , さらにマグネシウム合金 , チタン合金なども多くの工業製品に応用されている .

しかし , 鋼は材料としての使用量では今なお格段に多く , 特にアジア地区では鉄鋼材料の需要が急激に増えてきており , 鋼やその添加物などの不足も心配されているほどである .

材料研究の歴史を見れば , 他の非鉄金属よりも鉄の研究が先にあり , 基本的な考え方は鋼から学んだものが多い .

新素材についての学習も大事ではあるが , 今回は材料学の原点である鉄鋼材料に注目し , 材料学の基礎を抑えることが目的である . その中で今回は , 鉄鋼材料の組織観察および基本的・一般的である機械的性質試験の「かたさ試験」について学習する .

## 2. 基礎事項

### 2.1 鉄鋼材料の分類

鉄鋼材料は鉄 (Fe) と炭素 (C) の合金であり、炭素含有量によって次の三種に大別される。なお、以降では炭素含有量はすべて重量% (wt%) で示す。

- (1) 炭素含有量 0.02%以下・・・鉄
- (2) 炭素含有量 0.02 - 2.1%・・・鋼
- (3) 炭素含有量 2.1%以上・・・鑄鉄・銑鉄

これらの材料にはCのほかにMn, Si, S, Pなどの元素も含まれている。鉄鋼材料を炭素含有量で分類するのは、炭素含有量が鉄鋼材料の組織や性質に非常に大きな影響を与えるからである。

### 2.2 Fe-C系平衡状態図

図1はFe-C系平衡状態図を示している。図中の実線はFe-Fe<sub>3</sub>C系の平衡状態図であり、破線はFe-黒鉛(C)系の平衡状態図である。鋼中では炭素は遊離して存在せず、Fe<sub>3</sub>Cの炭化物すなわちセメントイト (cementite) として存在するので、鋼については図の実線を見ればよい。破線は鑄鉄の組織を考える時に必要になる。同図の実線部分および点は次のことを表している。

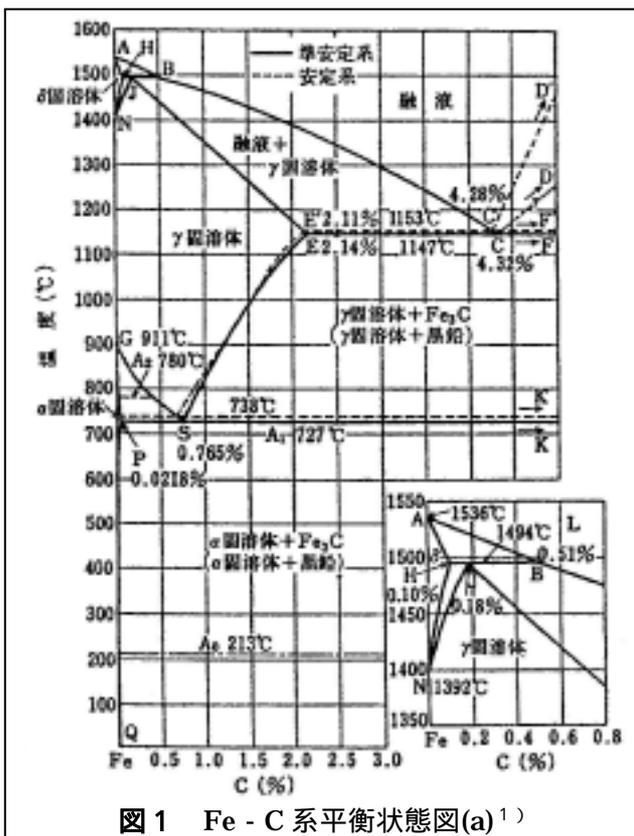


図1 Fe-C系平衡状態図(a)<sup>1)</sup>

- A: 純鉄の凝固点で 1536
- AB: 融液から 固溶体が晶出し始める温度を示す曲線
- BC: 融液から 固溶体が晶出し始める温度を示す曲線
- CD: 融液からセメントイトが晶出し始める温度を示す曲線
- AH: 0.1%C以下の鋼で、融液からの固溶体の晶出が完了する温度を示す曲線
- HJB: 包晶線である。0.1 - 0.5%Cの鋼ではこの温度 (1494) で、固溶体 + 液相B → 固溶体の包晶反応が生じる。
- HN: 固溶体から 固溶体が析出し始める温度を示す曲線
- JN: 固溶体から 固溶体が析出し終わる温度を示す曲線
- JE: 融液から 固溶体の晶出が完了する温度を示す曲線

ECF: 共晶線。2.14 - 6.67%CのFe-C合金ではこの温度 (1147) で、液相C → 固溶体 + セメントイト(Fe<sub>3</sub>C)

の共晶反応が生じる。Cは共晶点 (4.32%C)

ES: 固溶体からセメントイトが析出し始める温度を示す曲線。A<sub>cm</sub>線と呼ぶ。

GS: 固溶体から 固溶体が析出し始める温度を示す曲線。A<sub>3</sub>線と呼ぶ。

GP: 0.02%C以下の鉄で、固溶体から 固溶体が析出し終わる温度を示す曲線。

PSK：共析線・0.02% - 6.67% C の Fe - C 合金ではこの温度（727 °C）で、  
 固溶体 → 固溶体 + セメントライト  
 の共析反応が生じる。この変態を A<sub>1</sub> 変態またはパーライト変態という。  
 PQ： 固溶体に対する炭素の溶解度曲線

ここで、 固溶体は 鉄の炭素が 0.1%以下溶け込んだ固溶体で、1392 °C以上の高温でのみ存在する。 固溶体は 鉄に 2.14%以下の炭素が溶け込んだ固溶体で、オーステナイトと呼ばれ、A<sub>1</sub> 変態点以上の高温でのみ存在する。 固溶体は 鉄に 0.02%以下の炭素が溶け込んだ固溶体で、フェライトと呼ばれる。Fe<sub>3</sub>C は複雑な結晶構造を持つ白色の非常の硬い化合物で、セメントライトと呼ばれる。セメントライトには 213 °C に磁気変態点があり、これを A<sub>0</sub> 変態点と呼ぶ。セメントライトの炭素含有量は 6.67%である。

### 2.3 鋼の組織と相の変化

次に、それぞれの鋼について、相の変化と組織について述べよう。組織とは材料中に存在する相の種類、相の大きさ、分布などをまとめたものである。図1では 200 °C から 1600 °C までの平衡状態図を示したが、図2に 1200 °C までの Fe - C 系平衡状態図を示す

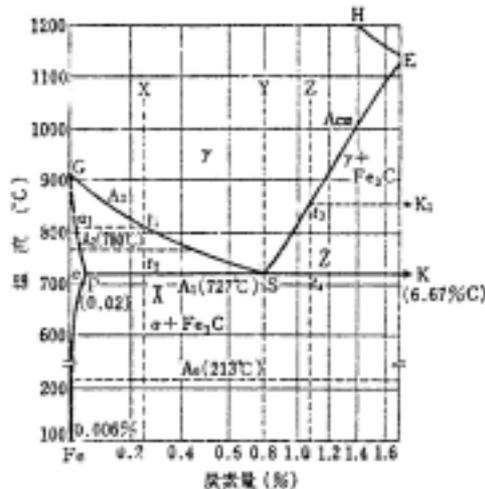


図2 Fe - C系平衡状態図(b)<sup>1)</sup>

#### (1) 共析鋼

まず、図2の Y の組成の共析鋼について述べる。0.8%の炭素含有量の共析鋼は A<sub>1</sub> 温度（727 °C）で、 $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$  の共析反応を生じる。相、相および Fe<sub>3</sub>C 相の炭素含有量はそれぞれ 0.8%、0.02%および 6.67%である。この共析反応、析出の概略図を図3に示す。炭素含有量 0.8%のオーステナイトの一部から他の部分へ炭素を拡散させることでこの

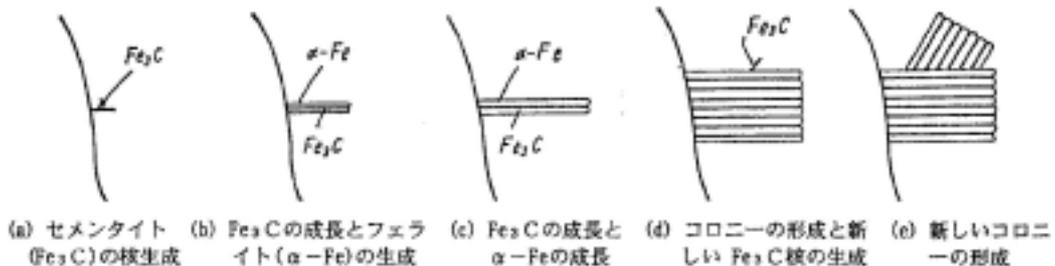


図3 パーライトの生成の機構<sup>1)</sup>

部分は炭素含有量を減少させ、フェライトが析出する。一方、炭素を受け取った部分は炭素含有量を増加させ、セメンタイトが析出する。この析出の機構でフェライトとセメンタイトが層状になった組織が生じる。この層状組織をパーライトという。

### (2) 亜共析鋼

次に、Xの組成の亜共析鋼について考える。GSを結ぶ線(A<sub>3</sub>温度)以上ではすべてオーステナイトである。この組成のA<sub>3</sub>温度(温度t<sub>1</sub>)でフェライトは連続析出の機構で析出し始める。A<sub>1</sub>温度(温度t<sub>2</sub>)直上では、

相の種類	相の量	相の組成
オーステナイト	PX/PS	炭素含有量 0.8% (S点)
フェライト	XS/PS	炭素含有量 0.02% (P点)

A<sub>1</sub>温度を切るときに、炭素含有量0.8%の相が共析反応でパーライトとなる。一方、炭素含有量0.02%の初析のフェライト相には変化が生じない。A<sub>1</sub>温度を切るときに共析反応によってできる、パーライトの中のフェライトを共析のフェライトという。室温での組織は初析のフェライトと共析のパーライトが入り交じり、初析のフェライトとパーライトの割合は炭素含有量によって決まる。

### (3) 過共析鋼

最後に図2のZの組成の過共析鋼について考える。A<sub>cm</sub>温度(温度t<sub>3</sub>)で相からFe<sub>3</sub>Cが析出し始め、A<sub>1</sub>温度(温度t<sub>4</sub>)直上では、

相の種類	相の量	相の組成
オーステナイト	ZK/SK	炭素含有量 0.8% (S点)
セメンタイト Fe <sub>3</sub> C	SZ/SK	炭素含有量 6.67% (K点)

A<sub>1</sub>温度を切るときに、初析のセメンタイト(Fe<sub>3</sub>C)には変化がなく、炭素含有量0.8%のオーステナイト( )は共析反応を生じてパーライトになる。初析のセメンタイトに対して、パーライト中のセメンタイトを共析のセメンタイトという。

## 2.4 機械的性質

前節で述べたように、相から相とFe<sub>3</sub>C相とが析出する際、相としてはとFe<sub>3</sub>Cであるが、組織でみるとフェライト、パーライト、セメンタイトである。炭素含有量と組織の関係を図示すると図4のようになる。

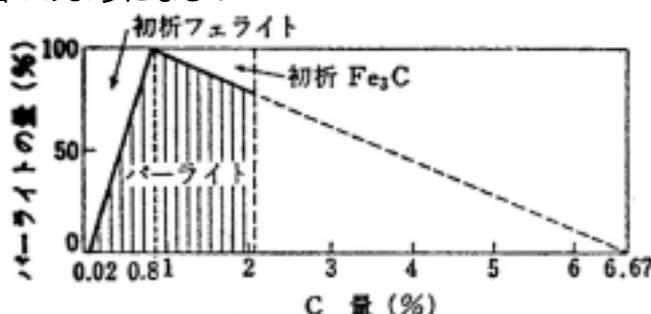


図4 炭素鋼の組織図<sup>1)</sup>

炭素含有量が0.02%以下では全てフェライト組織である。0.02%の炭素含有量でパーライトの析出が生じ始め、炭素含有量が増すにつれてパーライトは増し、フェライトは減少する。そして、炭素含有量0.8%ですべてパーライトの組織になる。炭素含有量が0.8%を超え、過共析鋼になるとセメンタイトが析出し始め、パーライトが減少する。炭素含有量

6.67%でパーライトはなく、全てセメンタイトとなる。このような関係でフェライト、パーライトおよびセメンタイトの割合は変化する。

鋼を構成する各組織の機械的性質を表1に示す。フェライトは強度が低いが、延性は大きい。セメンタイトは非常に強度が強いが、延性がほとんどない。フェライトとセメンタイトからなるパーライトは両者の中間的な性質を持っている。

表1 鋼を構成する各相の機械的性質<sup>1)</sup>

	フェライト	セメンタイト	パーライト
硬さ [H <sub>a</sub> ]	90	600~700	200
引張強さ [kg/mm <sup>2</sup> ]	30	700	90
伸び [%]	40	0	15

鋼の機械的性質は組織によって決まる。図5に示すように、炭素含有量が小さい鋼はフェライトを多く含むために強度は低く、延性が大きい。炭素含有量が大きくなるにつれて、パーライトの割合が増すので強度が大きくなり、延性、靱性が低下する。炭素含有量が0.8%以上になると強度の増加はほとんどなく、延性、靱性は非常に低いものとなる。

表1に示すように、セメンタイトは延性がほとんどない。過共析鋼は相の粒界に沿ってセメンタイト優先析出するので、図6(c)に示すように室温では網目状にセメンタイトがパーライトを取り囲んでいる。このパーライトのために過共析鋼の延性、靱性は小さく、ほとんど実用には用いられない。

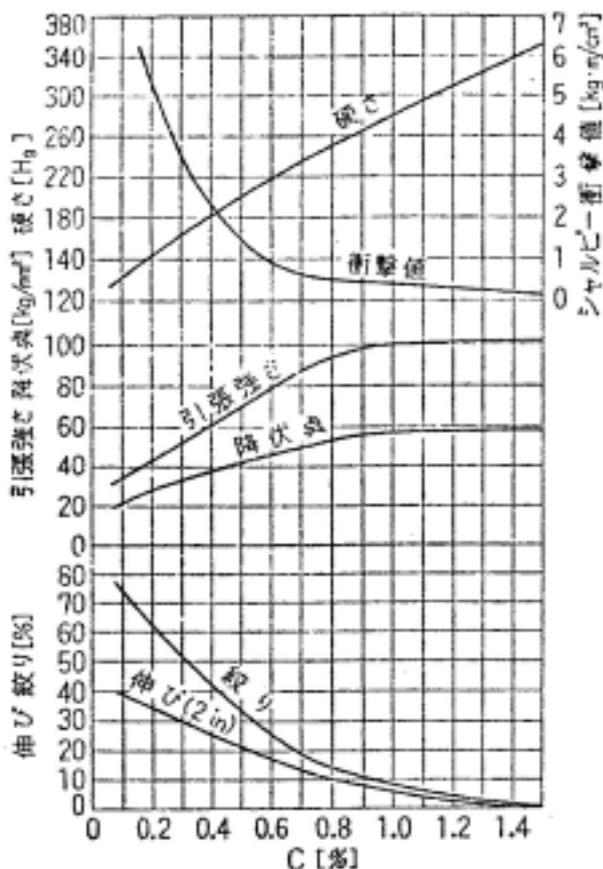


図5 機械的性質と炭素量の関係<sup>1)</sup>

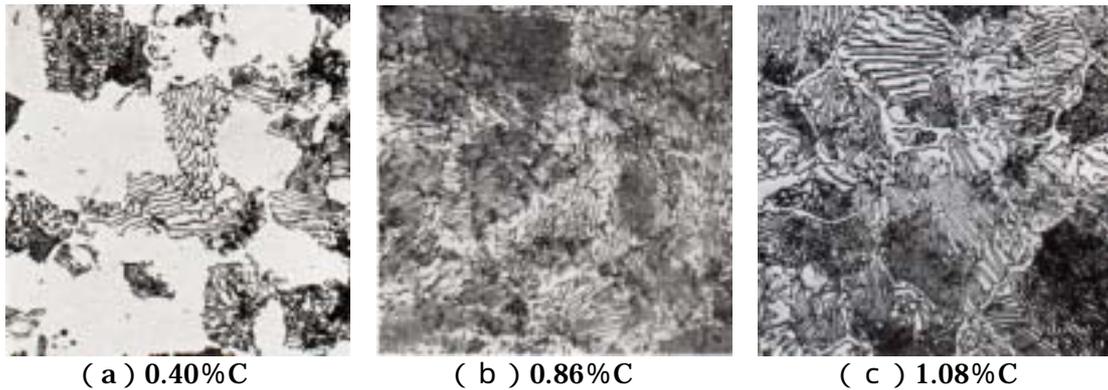


図6 焼鈍炭素鋼の組織<sup>4)</sup>

## 2.5 熱処理

これまで鉄鋼材料を高温から除冷した場合について述べた。

ある特定の組織に、任意の加熱、冷却を施しことにより除冷した場合とは異なる機械的性質が得られる。このような処理を施すことを熱処理という。鉄鋼材料の熱処理の主なものには、 $A_3+(30\sim 50)$  に加熱し、微細なオーステナイト相とした後で、炉冷する焼きなまし(焼鈍)、空冷する焼きなまし(焼準)、水冷する焼入れなどがある。どれも細かな組織となるが、特に焼入れの場合、急冷によりオーステナイト(fcc)がフェライト(bcc)に変態し、またオーステナイトで均一に濃度分布をしていた炭素原子が拡散して炭素量 0.02%のフェライトと 6.67%のセメンタイトに分離する。これをマルテンサイト変態と呼ぶ。

しかし、拡散には時間と温度が必要であるため急冷した場合は、0.8%の炭素を固溶したオーステナイトは同じ 0.8%固溶したフェライトに変態しようとする。ところが、フェライトは最大でも 0.02%の炭素しか固溶できない。したがって、このフェライトは過飽和に炭素原子を固溶することになり、通常のフェライトにはならず炭素原子が特定の格子位置に入った体心正方格子(bct)となる。

## 2.6 相変態の駆動力と核生成

相変態が生じるためには駆動力が必要となる。この駆動力は相変態を生じる前後の自由エネルギーの差(すなわち、変態することによって生じる自由エネルギーの減少)で与えられる。したがって、相変態をすることによって自由エネルギーが低下し、過冷度の度合いが増すにつれて相変態の駆動力は大きくなる。

しかし、過冷却された母相中で組成などの揺らぎが生じて、新しい相への核が形成され、析出が起こる際、核生成に駆動力が必要であるが、駆動力が発生してもすぐに核生成が生じるとは限らない。何故なら、母相中に新しい核ができると、

- 母相と核の間に界面ができ、そのためのエネルギーが必要となる。
- 両相間の結晶面間隔の差や体積差に起因する弾性ひずみエネルギーが発生。

これらが核生成の抑制力となるからである。

いま、半径  $r$  の球形の核が母相中に形成されたとすると、その際の自由エネルギーの変化量  $G$  は

$$G = G_v \times \text{核の体積} + \sigma \times \text{核の表面積} + G_s \times \text{核の体積}$$

ここで  $G_v$  は核生成による単位体積あたりの界面エネルギー、 $G_s$  は母相と核とに生じる弾

性ひずみエネルギー（単位体積あたり）である。

$$G = G_V \times \frac{4\pi r^3}{3} + \sigma \times 4\pi r^2 + G_S \times \frac{4\pi r^3}{3}$$

$$= (G_V + G_S) \times \frac{4\pi r^3}{3} + \sigma \times 4\pi r^2$$

$G_V$ の項は核生成の駆動力であり、その分だけ  $G$  を下げるので、核生成の促進力となる。一方、 $\sigma$  と  $G_S$ の項は核生成により新たに生じるエネルギーであり、それらの分だけ  $G$  を増加させるので、核生成の抑止力となる。したがって、核生成によって自由エネルギー  $G$  が減少するためには、 $(G_V + G_S) < 0$  となる必要がある。

$G$  と  $r$  との関係を図7に示す。半径  $r$  が小さい時（すなわち、核が小さい時）には  $G$  は正であり、 $r$  の増大によって最大値をとった後は減少し、負に転じる。 $G$  の最大値  $G^*$ は核生成のための活性化エネルギーであり、このときの核の半径  $r^*$ を臨界半径と呼ぶ。核生成のためには、この活性化エネルギーの山  $G^*$ を乗り越える必要がある。

臨界半径  $r^*$ よりも小さな核が局所的な揺らぎによって一時的に形成されても、これが成長するためには  $G^*$ の障壁を越さねばならないが、これはエネルギー的に無理であり、核の半径を小さくして  $G$  を減少させる方向、すなわち滅滅させる方向に向かう。このように臨界半径よりも小さく消滅する核をエンブリオという。

一方、臨界半径よりも大きな核が揺らぎによって生じると、この核はさらに成長して半径  $r$  を大きくした方が  $G$  は低下する。すなわち、成長しうる安定な析出核となる。このように臨界半径よりも大きな核を単に核という。

臨界半径  $r^*$ は上式を微分して得られる。

$$r^* = -\frac{2\sigma}{G_V + G_S}$$

また、 $r^*$ での  $G$  の値、すなわち核生成の活性化エネルギー  $G^*$ は、

$$G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3(G_V + G_S)^2}$$

で表現することができる。

や  $G_S$ は温度によってあまり変化しないが、 $G_V$ は温度の低下と共に、すなわち過冷度に比例して大きくなる。このために、核生成の活性化エネルギー  $G^*$ 、臨界半径  $r^*$ は過冷度が増すにつれて小さくなり、核発生は容易になる。

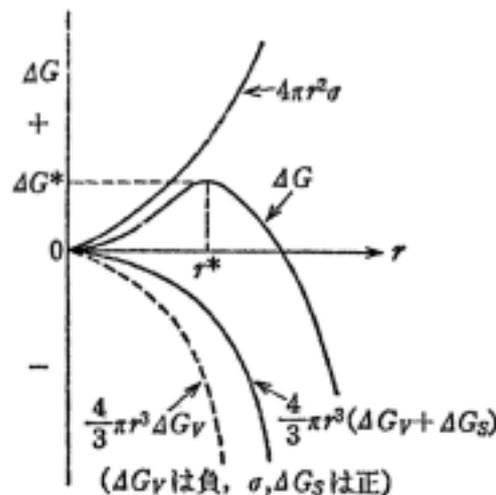


図7 核生成のときの自由エネルギーの変化<sup>1)</sup>

### 3. 実験方法

#### 3.1 試片

今回、用意された試片は一般構造用圧延鋼 SS400、機械構造用炭素鋼 S45C、炭素工具鋼 SK5 の三種の鋼材である。

炭素鋼は炭素と少量の Mn によって性質が調整される鋼で、一般に炭素量が多いほど、硬さ・引張強さ・電気抵抗は増加し、延性・靱性・比重・熱伝導率は低下する。また、炭素量 0.30% 以下は低炭素鋼、0.30～0.50% は中炭素鋼、0.50% 以上は高炭素鋼と言われる。

##### a. 一般構造用圧延鋼材

一般構造用材料は最も広く大量に用いられる鋼材であり、なかでも今回の実験に用いる SS400 は標準的鋼材としてよく知られている。また、JIS により機械的性質が決められており、表 2 に一般構造用圧延鋼材の規格の抜粋を示す。ちなみに、SS400 は旧の JIS 規格では SS41 の名称であり、表 1 は旧の JIS 規格によるものである。

表 2 一般構造用圧延鋼材の機械的性質<sup>2)</sup>

種類の 記号	降伏点または耐力 (N/mm <sup>2</sup> )			引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	伸び* (%)
	鋼板の厚さ (mm)				
	16 以下	16～40	40 以上		
SS 34	206 以上	196 以上	177 以上	333～431	26 以上
SS 41	245 以上	235 以上	216 以上	402～510	21 以上
SS 50	284 以上	275 以上	255 以上	490～608	19 以上
SS 55	402 以上	392 以上	—	539 以上	16 以上

\*鋼材の寸法は鋼板、鋼管、平鋼の厚さ 5 以下の 5 号引張試験片による。

##### b. 機械用構造用炭素鋼材

S××C といった表示をなされるが、数字は炭素量を示している。すなわち、今回用いる S45C は炭素含有量が 0.45% になっている。これらは機械部品に多く用いられる鋼材であるが、鍛造、熱処理などの加工を受けて使用される場合が多い。

##### c. 工具鋼

切削工具やダイスに用いられる鋼で、高い硬さと靱性が要求される。炭素量 1% 程度の炭素工具鋼 (SK)、高炭素で Mo, W, V などを添加した合金工具鋼 (SKS, SKD) および高合金の高速工具鋼 (SKH) などがある。

今回用いる炭素工具鋼 (SK) の用途例としてはハクソー・たがね・ゲージ・ぜんまい・プレス型・治工具などである。

また、各鋼材の成分規格を表 3 に示す。先にも述べたように、S45C の炭素含有量は 0.45%、SK5 は 0.80% のものを用いる。SS400 には炭素含有量の規定はないが、一般に炭素含有量は小さい。本実験で用いる SS400 は 0.13% の炭素含有量である。

表 3 試片の化学成分規格 (wt%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S
SS400	—	—	—	≦ 0.050	≦ 0.050
S45C	0.42～0.48	0.15～0.35	0.60～0.90	≦ 0.030	≦ 0.035
SK5	0.80～0.90	≦ 0.35	≦ 0.50	≦ 0.030	≦ 0.030

径 15 mm、長さ約 30 mmの寸法の、この 3 種の鋼材に対して熱処理を行う。  
鋼を焼入れする時の加熱温度範囲を図 8 に示す。加熱処理で重要なことは

- オーステナイト相になること
- 均一な組成であること

この状態から冷却をして焼入れをすることが望ましいので、焼入れ温度はその鋼の組成によって異なる。亜共析鋼（炭素含有量が 0.8%未満の炭素鋼。今回は SS400 と S45C がこれにあたる）では  $A_3$  線以上 30 ~ 50 の温度に鋼が均質なオーステナイト相になるまで保持する。共析鋼（炭素含有量 0.8%；SK5）および過共析鋼（炭素含有量 0.8%以上）では  $A_1$  温度以上 30 ~ 50 の温度に保持する。焼入れ温度が高すぎるとオーステナイトの結晶粒が粗大化し、生成されるマルテンサイト組織は粗くなり焼き戻し後の靱性が低下する。また、酸化、脱炭を起こし、焼割れ、焼入ひずみ、熱エネルギーの損失も多くなる。したがって、焼入れの際には、下限温度だけでなく、上限温度も重要な項目となる。

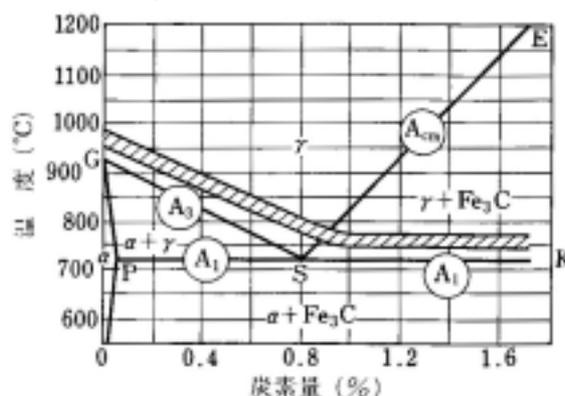


図 8 炭素鋼の適当な焼入れ温度範囲<sup>2)</sup>

加熱温度は  $A_3+30 \sim 50$  が最適であるので、SS400 は 920 ，S45C は 860 ，SK5 は 820 となる。これらの温度で 1 時間加熱した後、それぞれ炉冷、空冷および水冷することで熱処理を行う。

### 3.2 金属顕微鏡

生物顕微鏡では薄い試片を透過する光の、組織による透過の仕方の違いによって、組織を観察する。一方、金属は一般に光を透過しないので、金属用の顕微鏡には特別な工夫が施されている。

金属顕微鏡の原理を図 9 に示す。光源からの光は透明なガラス板によって反射され、レンズを通して試片を真上から照らす。もし、a の部分のように試片面が光軸に対して垂直であれば、光の大部分は反射されて（光路 1 a 1'）、その部分は明るく見える。一方、b のように凹んでおり、光軸に対して垂直になっていない部分（腐食された結晶粒界など）では光は真上に反射しない（光路 2 b 2'）ので、暗く見える。

このように試片表面からの光の反射の仕方の違いで組織を観察するので、試片表面に組織に対応した凹凸を腐食などで作っておくことが必要である。

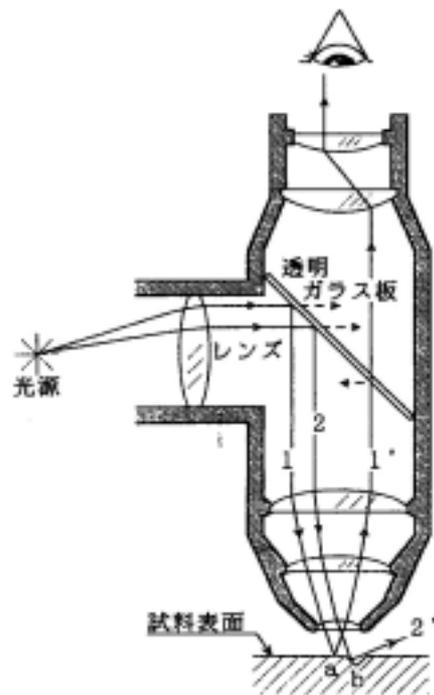


図9 金属顕微鏡の原理

### 3.3 試片の準備

金属顕微鏡で組織を見るためには、試片の表面の凹凸は組織に対応するものだけであることが必要である。組織に無関係な傷や凹凸があってはならない。このために、まず観察面を研磨して顕微鏡で見ても全く傷がない状態にしてから、腐食によって組織に対応した凹凸を作る。

ただし、今回の実験では時間の都合上、試片の研磨および腐食は行わない。ここでは、試片の準備法を簡単に述べておく程度にとどめておく。

#### 研磨の手順

今回用いる顕微鏡は  $1\mu\text{m}$  まで観測できるものなので、研磨は  $1\mu\text{m}$  以下まで行うことになる。

まず試片を 1000 番程度の紙やすりで研磨する。このとき必ず、一方向に研磨する。

次に紙やすりを 1500 番程度のもので変更し、試片を  $90^\circ$  回転させて一方向に研磨する。

ここで、試片を  $90^\circ$  回転させるのは、粗いヤスリから細かいヤスリに持ち替えた際、ヤスリの粒径に差があるため、粗いヤスリの粒径の研磨痕に細かいヤスリの粒径が入り込んで適切に研磨できない可能性がある。あらかじめ一方向のみに研磨を施し、 $90^\circ$  回転して再び一方向に研磨すれば、粗いヤスリの研磨痕の影響を受けずに研磨することが可能なためである。

ふたたび  $90^\circ$  回転させ研磨するが、次はアルミナ ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) と研磨用の回転盤を用いる。

アルミナの粒径は  $1\mu\text{m}$ 。アルミナに水を混ぜて研磨する。このとき、一方向となるよう回転盤との接触面に注意する。

最後にアルミナを粒径が  $0.05\mu\text{m}$  のものに変更する。当然このとき試片は  $90^\circ$  回転させておく。

水洗いして送風機で乾かす。

この行程で試片表面は  $1\ \mu\text{m}$  以下に研磨できる。

### 腐食

研磨したままでは顕微鏡で観察しても、特別なものを除いては、鏡のように輝くのみで何ら組織は見られない。これを適当な腐食液で腐食するか、または加熱着色や電解腐食などの方法で処理して初めて顕微鏡組織が現れる。ここでは腐食によって組織を現す。組織によって化学作用が異なり、腐食のされ方が異なる（腐食度の差）のを利用するものである。軽く腐食すれば、結合力の弱い結晶粒界や、相と相の界面の原子が除去され、線状の粒界が現れる。その部分からは反射光は垂直照明では斜めに反射するので目に入らずに、他の面からの反射光はよく目に入るために明暗を生じ、組織を示す模様が現れる。これを粒面腐食という。5%硝酸アルコール溶液を用いて腐食させるが、腐食時間は10~30秒程度。

## 3.4 組織観察

金属顕微鏡で各試片の組織を観察する。鉄鋼材料の組織は非常に微細なので、顕微鏡の倍率は400倍と大きくする。観察された組織の種類、その割合、大きさ、形状、分布などに注意する。

今回の金属顕微鏡では観察範囲径が  $340\ \mu\text{m}$  である。この中から、各試片の特徴が最もよくあらわれていると思われる  $100\ \mu\text{m}$  径を選出しスケッチするものとする。

## 3.5 かたさ試験

かたさは、一つの圧子を押し込む際の、材料の表面での抵抗の尺度である。圧子が荷重によって、材料に押し込まれるならば、荷重と塑性変形によって生じた圧痕が、材料かたさの尺度になる。かたさは以下の実験によって、初めて技術的に定義される。ブリネルかたさ、ロックウェル B かたさ、マイヤーかたさの決定の時には球状の圧子を用いるが、ピッカースかたさの時にはピラミッド形のものを用いる。ピッカースかたさのときは円錐形の圧子を使用する。全てのかたさ試験で圧子は、荷重の場合に塑性変形しないこと、すなわち試験される工作物よりも硬いことが前提条件とされる。

今回は金属材料の研究で多く用いられているマイクロピッカースかたさ試験機を用いる。この試験機では、対面角  $= 136^\circ$  の正四角錐のダイヤモンドの圧子を用いる。ある荷重  $F$  (今回は  $500\ \text{g}$ ) で金属の表面に押し付けて、くぼみを作る。荷重  $F[\text{kg}]$  をくぼみの表面  $S[\text{mm}^2]$  で割った値、 $F/S$  がピッカースかたさ  $H_V$  である (単位はつけない)。  $S$  は図10に示す試片表面の圧痕の対角線長さ  $d$  [mm] から求める。両者は (1) 式に示す関係となる。一般に  $d$  は直行する2方向の対角線長さ  $d_1$  および  $d_2$  の平均値を用いる。

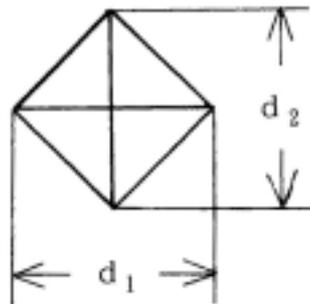


図10 圧痕の形状

$$S = \frac{d^2}{2} \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)$$

すると、ビッカースかたさ  $H_V$  は

$$H_V = \frac{F}{S} = \frac{2F}{d^2} \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right) = 1.8544 \frac{F}{d^2} \quad (*)$$

大きなくぼみができ、かたさが小さくなれば軟らかい。逆であれば硬いことになる。

塑性変形によってくぼみを作ることから塑性変形のしやすさ、すなわち強度を示す尺度と考えるとよい。鉄鋼材料では実験的に次の関係がある。

$$\begin{aligned} \text{ビッカースかたさ } H_V &\approx 0.3 \times \text{引張強さ } \sigma_t \quad [MPa] \\ &\approx 3 \times \text{引張強さ } \sigma_t \quad [kgf/mm^2] \end{aligned}$$

かたさの測定は引張試験などと比べて簡便であり、また材料の局所的な固さを調べることができるので、多く用いられている。

今回の実験では樹脂に埋め込んだ試片を研磨して鏡面とし、この面で硬さを測定する。荷重は 500[g]、負荷時間は 20～30 秒である。試片表面にくぼみを作るとその周りは塑性変形して加工硬化する。つぎのかたさをこの圧痕のすぐ横で測定すると、前の測定で生じている加工硬化のために本来とは異なる、大きなかたさの値が得られてしまう。この誤差を除くために、圧痕の間隔はその対角線長さ  $d$  の 4 倍以上とする必要がある。

くぼみの対角線長さ  $d$  は試片にもよるが 35 - 100  $\mu\text{m}$  と小さな値となる。また、測定している領域の組織によって、かたさの値に若干のばらつきが生じるものである。同じ試片で場所を変えて数回測定する。もし、ばらつきが大きければ測定の回数を増やす。得られた値から平均値を求め、その試片のかたさとする。

また参考までに表 4 に実験値による鋼と鋼鋳物の硬度換算表を記載しておく。

表 4 W. HENGEMUHLUE による鋼と鋼鋳物の硬度の換算<sup>3)</sup>

ビッカース硬度 $H_V$	ブリネル硬度 $HB$	ロッドワイル 硬度 $HR_{15}$	シヤアー硬度 シヤアー
75	75		
100	100		12.7
125	125		16.7
150	150	( 1.6)	20.7
175	175	( 9.0)	24.7
200	200	(15.0)	28.7
225	225	20.0	32.5
250	250	24.2	36.3
275	275	27.9	40.0
300	300	31.2	43.5
325	325	34.1	46.9
350	350	36.7	50.1
375	375	39.1	53.2
400	392	41.3	56.2
425	412	43.3	59.1
450	430	45.1	61.8
475		46.9	64.4
500		48.5	66.9
550		51.4	71.5
600		54.0	75.8
650		56.3	79.7
700		58.4	83.2
750		60.3	86.5
800		62.1	89.5
850		63.7	92.2
900		65.2	94.7
950		66.5	97.1
1000		(67.8)	99.2
1050		(69.0)	
1100		(70.1)	

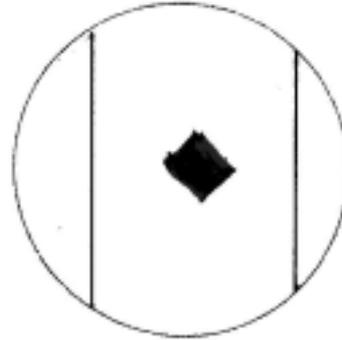


図 11 マイクロビッカースかたさ試験器と見え方  
(写真は実物と異なります)

### マイクロビッカースかたさ試験器の使用手順

顕微鏡観察側の台に試片を設置する。

試片表面を顕微鏡で観察し、表面が一様である部分を探す。このとき、試片は研磨されているために、ピントの調整が困難である。ピントを合わせる際、試片表面の光の当たり具合にも注目して調整するとよい。

適当な面を見つけたら、固定台をかたさ試験装置側にスライドさせる。

試験装置の設置が完了すれば、試験器の左側面にあるハンドルを回して固定台を上昇させる。このときランプは、緑ランプが付けば試片とダイヤモンドが接触間近なのを教えるものなのであり、赤ランプは接触を教えるものである。緑ランプが付いてからはハンドルをゆっくり回す。

ハンドルを回し続け、赤ランプが付いた後、ハンドルをもう 15 分 (90°) 回して二十秒数える。

圧痕をつけ終われば、台を下げ、再び顕微鏡観察をして圧痕のサイズを測定する。このとき、長さ測定は顕微鏡の筒の側面に取り付けられているマイクロメータつきダイヤルを用いて測定する。顕微鏡内部の景色は図 11 右図のような二本線が見える。左のダイヤルを回せば 2 本両方の線が動き、右のダイヤルを回せば右のみの線が動く。顕微鏡筒は回転するので、90° 回転させると縦方向の長さも測定できる。

## 4 . 組織の顕微鏡観察結果と考察

試験片のナンバリングは以下の通りである .

表5 試片のナンバー

試片ナンバー	鋼種	熱処理条件
1	SS400	920 から炉冷
2		920 から空冷
3		920 から水冷
4	S45C	860 から炉冷
5		860 から空冷
6		860 から水冷
7	SK5	820 から炉冷
8		820 から空冷
10		820 から水冷

ここで , No.9 が無いが , 特にこだわってはいけない .

### 4 . 1 SS400

顕微鏡で観察した SS400 の組織を図 12 に示す .



図 12 SS400 の組織観察スケッチ

#### SS400 炉冷 (焼鈍)

- しわ状の線が見える .
- しわの塊が線によってつながっている .
- 白色の面積が広い .

#### SS400 空冷 (焼準)

- に比べて白色の面積が減っている .
- 細かい点と , 線としわがまとまった箇所が散らばっている .

#### SS400 水冷 (焼入れ)

- 角ばった , 全体が細かな線状の塊が組織を形成 .
- 細かな線には方向性があるようだが , おのおのが異なる向きを向いている .
- 白色部分はほとんどなく , 塊の間部分のみ .

#### 4.2 S45C

顕微鏡で観察した S45C の組織を図 13 に示す。

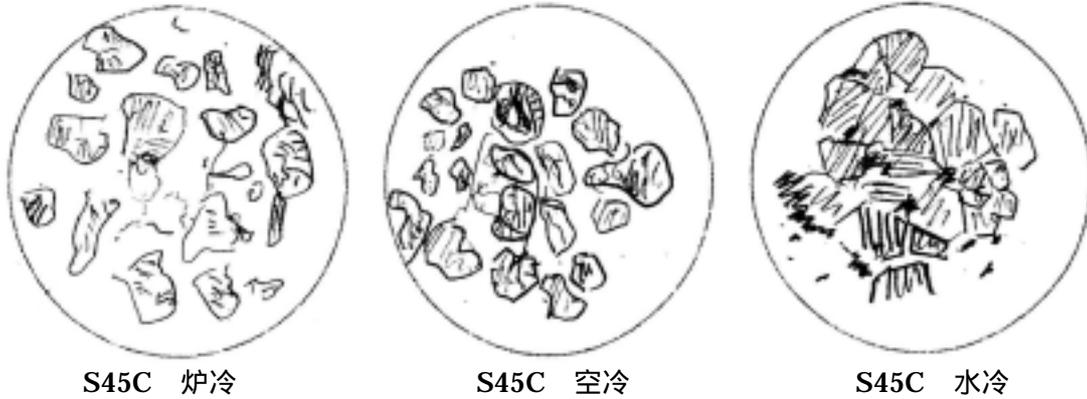


図 13 S45C の組織観察スケッチ

##### S45C 炉冷 (焼鈍)

- しわ状の線のみで形成される塊。と同じ塊に見える。
- 塊同士の間隔は広いが に比べると、塊が大きい分間隔が狭い。
- 一方向のしわの塊が異なる向きを向いて存在。

##### S45C 空冷 (焼準)

- にくらべて塊同士の間隔が狭い
- 白色部分の面積の違いを除けば、と同じ組織。ただし、個々の塊は大きい。

##### S45C 水冷 (焼入れ)

- 黒いものはさびであり、組織とは関係ない。
- 線状の塊が組織を形成し、塊同士の間隔は見られない。
- 全体が白っぽい色をしている。

#### 4.3 SK5

顕微鏡で観察した SK5 の組織を図 14 に示す。



図 14 SK5 の組織観察スケッチ

##### SK5 炉冷 (焼鈍)

- 全体がしわ状組織で形成されているが、塊のようなものは確認できない。
- や のような白色部分は全く見られない。

#### SK5 空冷（焼準）

- 所々、線状組織であったり、線の無い塊であったり、細かな粒であったりと場所によって組織が全く違う。
- 灰色の部分と褐色部分が混在。

#### SK5 水冷（焼入れ）

- 小さい細かな線状の組織
- 全体が茶褐色。
- 細かな塊部分同士には隙間は見受けられない。

### 4.4 考察

#### (1) 亜共析鋼（SS400, S45C）

第2節でも述べたように、亜共析鋼を除冷した場合平衡状態図 A<sub>1</sub> 線上で「てこの原理」より初析のフェライトとパーライトの割合を求めることができる。

$$\text{SS400} : \alpha = \frac{0.77 - 0.13}{0.77 - 0.02} \times 100 = 85 \text{ [\%]}, \quad (\text{パーライト}) = 15 \text{ [\%]}$$

$$\text{S45C} : \alpha = \frac{0.77 - 0.45}{0.77 - 0.02} \times 100 = 43 \text{ [\%]}, \quad (\text{パーライト}) = 57 \text{ [\%]}$$

観察スケッチ と を見比べると、では よりも線状の組織が多く、白色部分が少なかった。フェライトはほぼ鉄そのものの組織であるので白色であり、パーライトも2.3節で述べたとおり共析のフェライトとセメンタイトが層状に積み重なった組織であるので、このことは観察結果に一致する。

また、厳密に言えばパーライト組織は炭素含有量の違いによりフェライトとセメンタイトの比率が異なるのだが、パーライト中のフェライトの割合は、

$$\text{SS400} : \alpha = \frac{6.67 - 0.13}{6.67} \times 100 = 98 \text{ [\%]}, \quad \text{Fe}_3\text{C} = 2 \text{ [\%]}$$

$$\text{S45C} : \alpha = \frac{6.67 - 0.45}{6.67} \times 100 = 93 \text{ [\%]}, \quad \text{Fe}_3\text{C} = 7 \text{ [\%]}$$

と、ほとんど差はない。したがってこの微小な差を顕微鏡で見極めることは不可能であり、観察結果でパーライト組織が同じに見えたのも間違えとはいえない。

一方焼入れでは、2.5節でも述べたマルテンサイト変態を起こしたと考えられる。 と または と を見比べれば分かるように組織が全く異なる。 と での違いといえば、ではマルテンサイト相どうしの中に白色部分が見られる。これは初析のフェライトであると思われる。しかし、の初析のフェライトとの初析のフェライトでは占める割合が異なる。無論それは前述のように、bccのフェライトがbctに変態し、異なる組織になったためである。しかし観察でも分かるように、炭素含有量の少ない炭素鋼では確認可能な量の初析のフェライトが析出することが確認できた。

では、両者の中間、 と はどうなっているのだろうか。観察による結果では、焼準材の組織は焼鈍材・焼入れ材の中間の組織をもつようにもみられる。

焼準では、焼入れほどの冷却速度が得られないため、マルテンサイト変態を起こすだけの自由エネルギーが不足するうえ、共析変態 ( $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ) を起こすだけの十分な時間もない。共析変態が終了せず、残ったオーステナイトがマルテンサイトに変態する。すなわち原理的に（パーライト+マルテンサイト）組織が得られることとなる。このことを模式的に表した図を図15に示す。

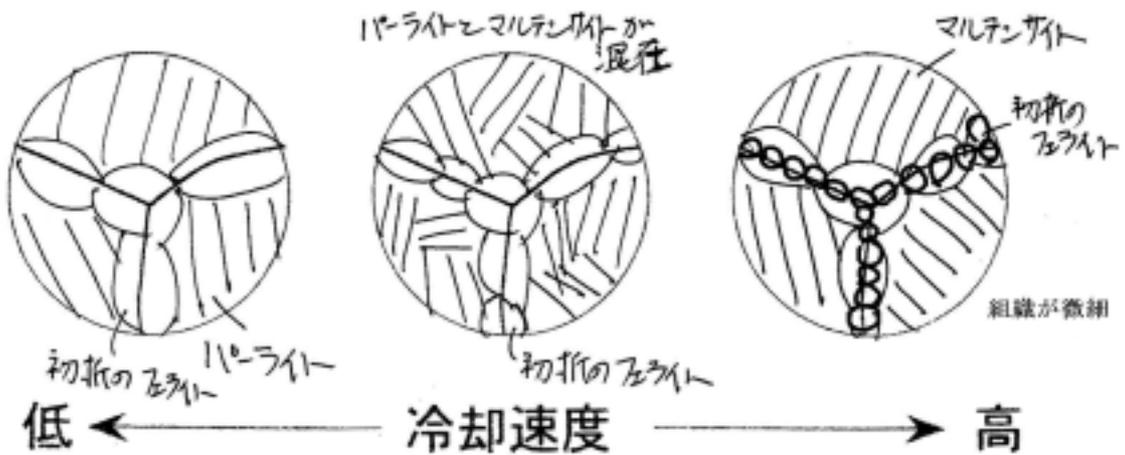


図15 冷却速度と組織

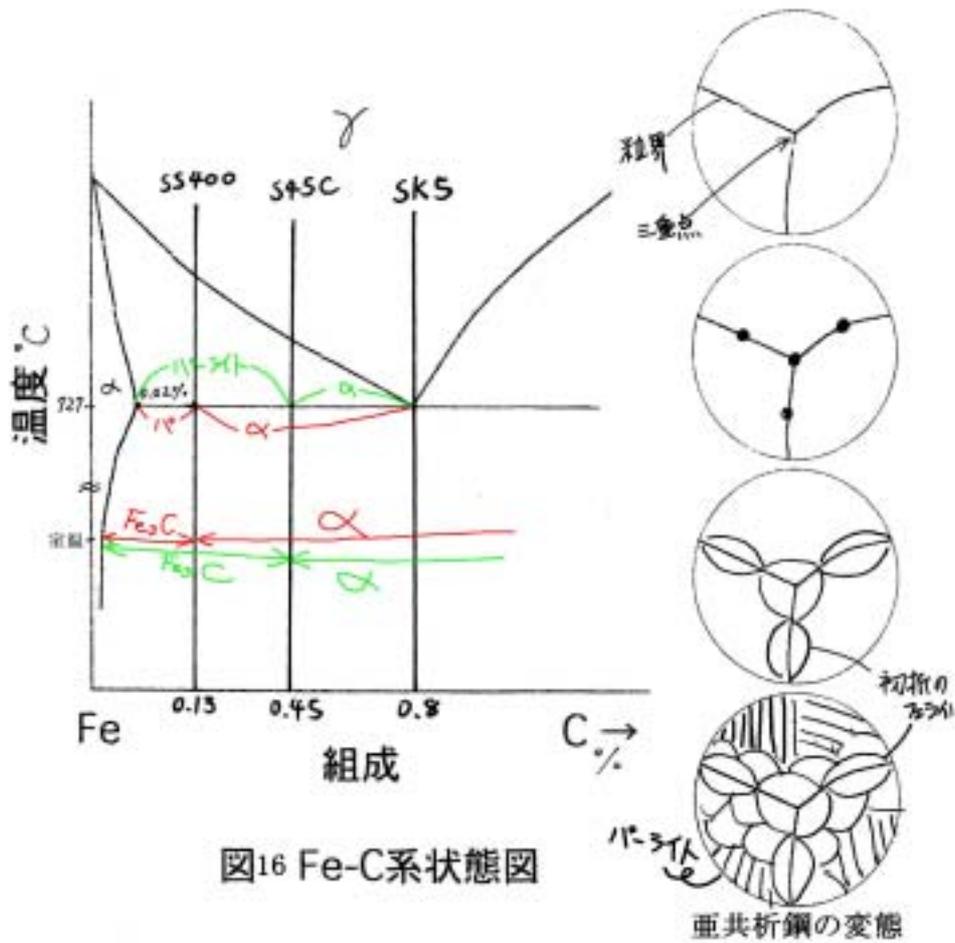


図16 Fe-C系状態図

## (2) 共析鋼 (SK5)

基本的な考え方は亜共析鋼と代わらないが、共析鋼の場合、 $A_1$ 線を横切る時にフェライトは析出せずオーステナイトがすべてパーライトとなる。したがって、観察でしわ状の線だけの組織であったのはこのためである。また、焼入れも初析のフェライトが生じないことを除けば、亜共析鋼と同じである。

## 5 . かたさ試験

3 . 5 節の手順で行ったかたさ試験の結果を表 6 にまとめる . このとき求めた対角線長さを p.13 ( \* ) 式に代入してビッカースかたさを算出し , 表 6 に合わせて記載した .

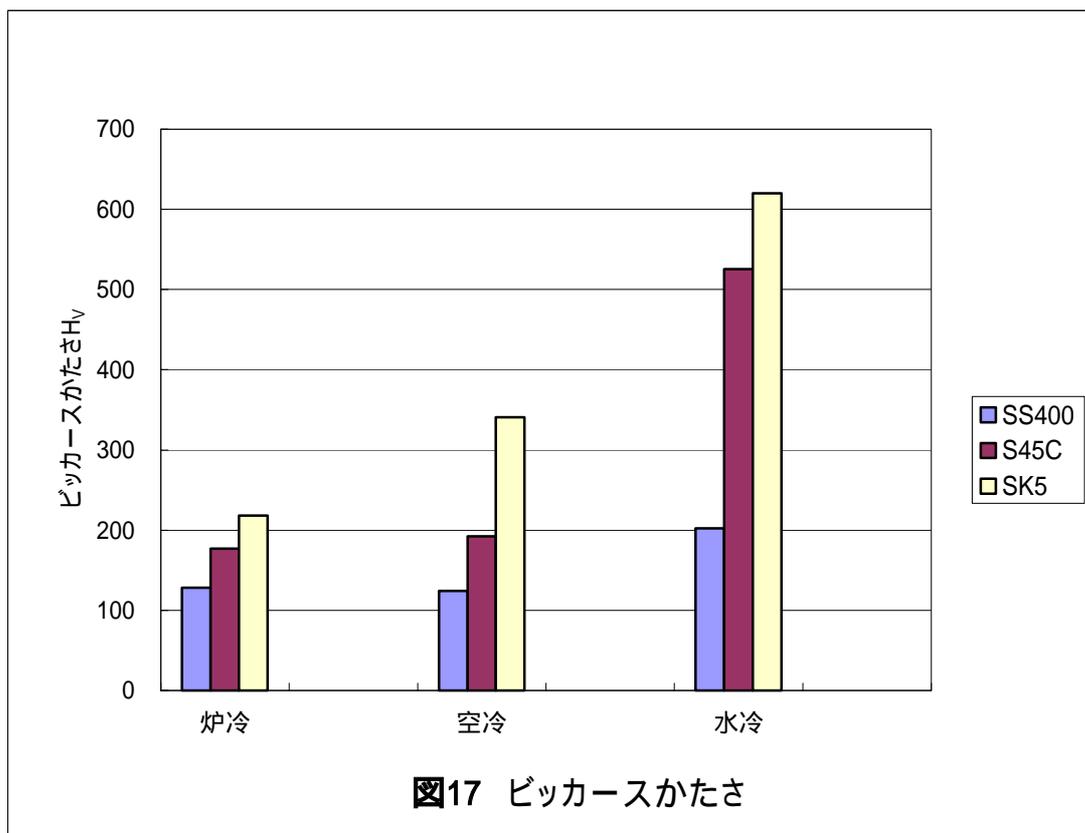
表 6 ビッカースかたさ試験結果

試料	対角線長さ $d_1$ [ $\mu\text{m}$ ]	対角線長さ $d_2$ [ $\mu\text{m}$ ]	平均対角線 長さ $d$ [ $\mu\text{m}$ ]	ビッカース かたさ	平均ビッカース かたさ [ Mpa ]
1	80.1	84.8	82.5	137	128
	88.4	87.6	88.0	120	
2	84.1	86.9	85.5	127	124
	86.8	87.9	87.4	122	
3	68.1	67.8	68.0	201	202
	67.1	67.8	67.5	204	
4	68.8	74.6	71.7	180	177
	68.8	77.4	73.1	174	
5	70.9	68.8	69.9	190	192
	68.9	69.2	69.1	195	
6	42.1	43.9	43.0	502	526
	40.8	41.1	41.0	549	
7	66.8	63.1	65.0	220	218
	66.5	64.4	65.5	217	
8	50.2	54.5	52.4	339	341
	51.6	52.4	52.0	343	
10	35.0	35.4	35.2	749	620
	42.9	44.0	43.5	491	

ただし , 試片 10 に関しては対角線長さの測定値が大きく異なる . これは , 材料の組織が一樣でなく , 局所的に硬い部分 , 柔らかい部分があるためである . 複数回の測定を行えば , どちらが異常値なのかが特定できるが , 今回は 2 つの測定値しかないのでこのまま平均値を用いてビッカースかたさを求める .

次ページに図 17 としてビッカースかたさの測定値をグラフにしたものを示す .

2 . 4 節で述べたとおり , 炭素含有量が多い鋼ほどビッカースかたさは大きく , またマルテンサイト変態を起こした鋼は焼鈍の鋼にくらべ , ビッカースかたさが 2 倍 ~ 3 倍であることも伺える .



## 6 . 課題

### 腐食の際になぜ粒界から腐食するのか？

実用金属はすべて結晶構造をしているが、一般に結晶の粒界は凝固およびその後の熱履歴の仮定における不純物の偏析やそれに伴う反応によって粒内に比べ耐食性が劣る場合が多い。特に今回用いる低濃度の硝酸などでは、酸の強度に比べて酸化力が弱いので、不動態金属であっても不動態化能の小さな金属ではその腐食挙動が濃度によって複雑に変化する。

硝酸中の鉄の腐食速度の変化を図 18 に示す。低濃度側では鋼の溶解速度が硝酸イオンの還元速度を上回り、鋼は不動態化できず単にアノード分極されるだけであるので腐食速度が著しく増大する。

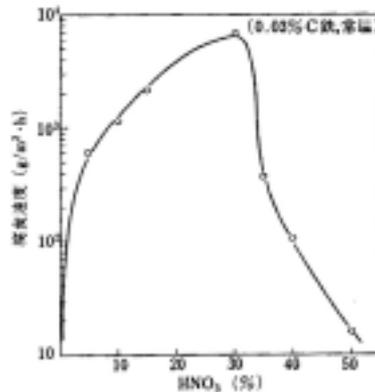
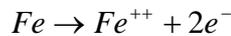
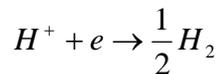


図 18 硝酸中の鉄の腐食速度<sup>4)</sup>

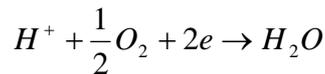
金属イオンはアノード領域において溶出し、次のような反応が起こる。



カソード反応は、脱気した溶液では、



溶存酸素が存在すれば、次の反応に従って促進される。この反応を復極とよぶ。



非酸化性の酸による鉄や鋼の腐食は酸素の量に敏感であるが、硝酸などの酸化性の酸は復極剤として働くので、腐食速度は溶存酸素に無関係である。

したがって、腐食のきっかけは粒界の腐食度の差によるものだが、ある程度粒界腐食が進むとすきま腐食を生じ、さらに腐食が進むこととなる。

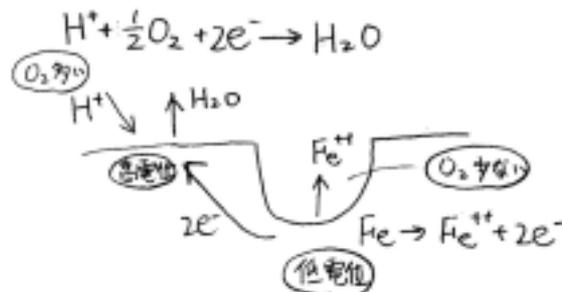


図 19 すきま腐食

## 7. 結言

かたさ試験は2度の測定しか行わず、もう少し測定回数を増やすべきではなかったのではないだろうか？

例えば、ある測定を複数回行ったとする。各測定値  $x_i$  の平均値  $\bar{x}$  はどのような誤差を持つのであろうか。n組の測定によって得られたn個の平均値を考えると、やはり誤差を含んで真の値のまわりに分布している。しかし平均値は各測定値よりも真の値に近づいていることを考えると、平均値は各測定値より狭い範囲に分布することが容易に想像できる。実際に平均値のもつ平均誤差  $s_n$  は、

$$s_n = \sqrt{\frac{1}{n(n-1)} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} = \frac{1}{\sqrt{n}} s$$

となることが知られている。例えば5回測定の平均分布を考えると、図20<sup>5)</sup>に示すように、平均値の誤差分布の変曲点  $s_n$  は  $s/\sqrt{5}$  となり、各誤差曲線に比べ鋭くなる。上式からも分かるとおり、平均値の平均誤差  $s_n$  は  $s$  に対して  $1/\sqrt{n}$  の割合で減少していく。その様子を図21<sup>5)</sup>に示す。図21を見てもわかるとおり、測定値の平均誤差  $s$  に対して平均値の平均誤差  $s_n$  は最初の回数測定によって急速に減少し、約10回以上の測定回数では減り方が緩やかになる。このように、平均値の平均誤差  $s_n$  は上式で求めることができ、測定は10回程度行うことが効果的であることがわかる。

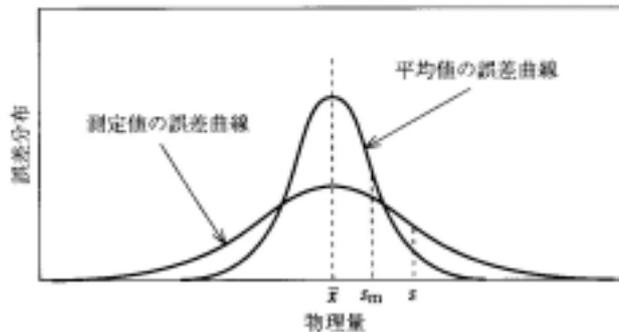


図20 測定値と平均値の誤差分布の比較<sup>6)</sup>

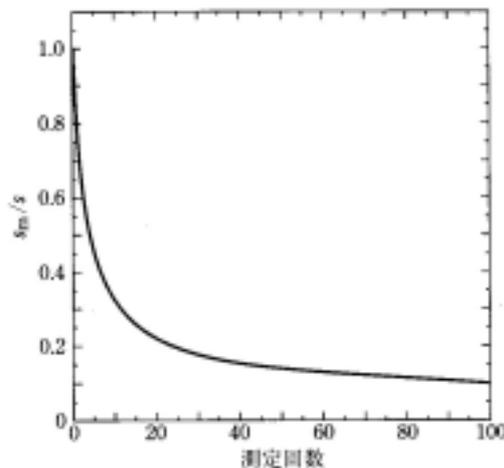


図21 平均値の平均誤差の測定回数依存性<sup>6)</sup>

もちろん，時間の関係で複数回の測定ができなかったのだろう．

組織観察については，学んだとおりの組織を自らの目で確認することができた．縞状のパ  
ーライトやその他の組織がどんな様子でどのように見ることができるのかは，座学だけでは  
得ることはできず，この実験には大きな意義を感じた．

#### 参考文献

- 1) 佐伯 先生 拡散変態と析出・鉄鋼材料の組織 (2003)
- 2) 青木顕一郎・堀内良 共著 基礎機械材料 (2003) 朝倉書店 p130 ~ 139
- 3) Eduard Houdremont 鉄鋼材料の基礎 (1975) 内田老鶴圃新社 p.23 ~ 25
- 4) 北村義治・鈴木紹夫 共著 防蝕技術 (1997) 地人書館 p43, 90
- 5) コロージョン・エンジニアリング (2000) 腐食防食協会 p49 ~ 61
- 6) 物理学実験 (1998) 学術図書出版 p.18