

Table 4. Quantity of γ_R on different treatments.

Heat treatment	% of γ_R to matrix
①	37.0
③	18.5
⑥	13.5
⑨	4.0

量がより多いことによるものであろう。

試料⑨は 450°C (この組成の T-T-T 線図におけるパーライトおよびベーナイトの両 knees の間で変態の生起しない温度) の conditioning によつて Mr の変態を容易にし、さらに 250°C での焼戻によつて Ba を生成せしめることを目的とするいわゆる “double treatment” であり、理論的には当を得た熱処理であるが期待せるほどの好結果を示さなかつた。

パーライト (Pe) 組織を得るために 540°C で恒温変態処理を施した試料⑩は、耐熱衝撃性が抜群で、また機械的性質も焼戻 Ba 組織 (⑥) に匹敵する好成績を示した。

熱衝撃試験におけるクラックの発生状況を検鏡した結果は、一般に、クラックは樹枝状晶の方向にそして遊離セメントタイトとの境界に沿つて進行する傾向がみえる。そして as cast のように早期にクラックの発生をみたものほどこの傾向は強い。

IV. 結 言

いろいろの熱処理を施すことによつてその matrix がそれぞれ γ_R , Mr, Ba あるいは Pe を主体とせる組織を得て、これらの組織が耐熱衝撃性ならびに機械的性質にどう結果するかを明らかにした。すなわち——

- 1) 鑄放しの残留オーステナイトを多量に含むものが最も劣る。
- 2) したがつて、オーステナイトの残留量を可及的に少なくするために、深冷処理する (マルテンサイト変態) あるいは低温焼戻する (ベーナイト変態) 熱処理法ははなはだ効果的である。
- 3) パーライト組織は熱衝撃に最も強く、かつ強度、靱性をいちじるしく改善するが、硬度の低下が大きい。

(以上)

(120) 鑄鉄の熱膨脹曲線に関する一考察

北海道立工業試験場 ○長岡金吾
北海道大学工学部 工博萩原巖

Consideration on the Dilatometer Curves of Cast Iron.

Kingo Nagaoka and Dr. Iwao Hagiwara.

I. 緒 言

鑄鉄の熱膨脹曲線は加熱冷却の経過において不可逆的变化をあらわし、あとに生長が残る。生長の原因には多くの説があるが、筆者の一人は、加熱冷却による黒鉛の再分布と, porosity の発生による生長機構を報告した。炭素移動による porosity の発生は実験によつて直接確かめることが困難なので、熱膨脹曲線のあらわす体積変化を解析して、その実在の間接的な立証とした。また実験の鑄鉄の熱膨脹曲線の形状とその変化について考察した。

II. 炭素移動をともなう加熱冷却による体積変化

鑄鉄の熱膨脹曲線には、Fig. 1 のごとく二段階の可逆変化があらわれる。変態以上の温度における曲線 cd と ed の傾斜の違い、bc, ef で示される変態における収縮、膨脹の差が、不可逆膨脹に関係ある量である。これらの説明は、生長に関する諸説それぞれの立場から与えられている。この報告では炭素移動を考慮した体積変化として考察した。

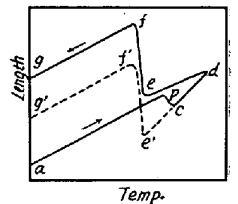


Fig. 1. Length changes of cast iron during heating and cooling.

鑄鉄を変態以上の温度に加熱冷却した場合には、matrix の平衡炭素溶解度の変化によつて、matrix と黒鉛あるいはセメントタイトとの間で炭素が移動する。平衡状態図によれば、炭素移動はオーステナイト域と変態域で行なわれるが、その現象は同一ではない。変態を上下した加熱サイクルでは両者が加重される。

(1) オーステナイト域

鑄鉄の重量を 100 とし、その中の析出黒鉛量を G とする。任意の温度 T における matrix の炭素量 m に、温度 ΔT の上昇によつて Δm の炭素が溶け込んだとすれば、体積変化 ΔV はつぎのようにあらわされる。

$$\Delta V = (100 - G) \left(\frac{1}{\rho_{m'}} - \frac{1}{\rho_m} \right) + G \left(\frac{1}{\rho_{g'}} - \frac{1}{\rho_g} \right) + \Delta m \left(\frac{1}{\rho_{m''}} - \frac{1}{\rho_{g'}} \right) \dots \dots \dots (1)$$

$\rho_{m'}$, $\rho_{m''}$ は matrix ρ_g , $\rho_{g'}$ は黒鉛の温度 T と $T + \Delta T$ における比重である。matrix の炭素量に変化が無い場合の比重を $\rho_{m'}$, 炭素 m , $m + \Delta m$ を含む matrix の常温の比重を ρ_{m0} , $\rho_{m0''}$, 熱膨脹係数を α とすれば (1) 式はつぎのように書き改められる。

$$\Delta V = (100 - G) \left(\frac{1}{\rho_{m'}} - \frac{1}{\rho_m} \right) + G \left(\frac{1}{\rho_{g'}} - \frac{1}{\rho_g} \right) + (100 - G) \left(\frac{1}{\rho_{m''}} - \frac{1}{\rho_{m'}} \right) + \frac{\Delta m}{\rho_{m''}} - \frac{\Delta m}{\rho_{g'}} \dots \dots \dots (2)$$

第 1, 2 項は炭素移動が無い鑄鉄の膨脹, 第 3 項は, matrix の炭素量の変化による影響, 第 4 項は matrix の質量増加, 第 5 項は黒鉛の質量減をあらわしている. 黒鉛の体積減を除いていずれも膨脹である.

オーステナイトの格子常数は炭素量によつて直線的に変化するので, 比重と炭素量の関係は計算が可能である. したがつて, 第 3 項は移動炭素量の函数であらわすことができる. 計算によれば, 炭素移動による matrix の体積増加は, 黒鉛体積の減少量よりも常に小である.

鑄鉄の組織は matrix 中に黒鉛が鍍られた状態にある. もし, 黒鉛の体積減少に外廓の matrix が追従しなければ, 炭素移動によつて黒鉛が, matrix から離れ, porosity が発生すると考え得るので, ほかにあらわれるのは見掛けの膨脹である.

黒鉛の存在が, 鑄鉄の体積変化に無関係になれば, 体積変化は, matrix の見掛けの膨脹になる. 黒鉛は単なる移動炭素の供給源である. これは極限の状態であるが, 実際の体積変化は, 絶対値を示す (1) 式よりも大になる. この関係を $[\Delta V] = \varphi \cdot \Delta V$ であらわすと, $(\varphi - 1)$ は加熱において発生する porosity の量をあらわす係数である.

加熱において絶対値的な体積変化が行なわれた場合には当然冷却においても絶対値的な変化で収縮する. しかし加熱の際に見掛けの膨脹が生じた場合には, 冷却において, 同じ経路にしたがつて収縮するとは限らない.

Fig. 2 にこの関係を示す.

すなわち, 析出する黒鉛のすべてが, 加熱で生じた porosity を埋めるとはいい得ないからである. ここに不可逆膨脹の生ずる機構が存在すると思われる. この場合の加熱冷却曲線は鋸歯状になる.

炭素がセメンタイトを供給源として移動する場合には, 炭素移動による収縮, したがつて porosity の発生はほとんど問題にならない.

(2) 変態域

変態域における炭素移動は, フェライトを析出した matrix と共析炭素量のオーステナイトとの間で行なわれる. 一定の温度で変態が進行するものとして体積変化を考察した.

フェライト, パーライトの混合組織を matrix とする

鑄鉄の重量を 100 とし, その中に析出する黒鉛量を G とした.

炭素のすべてがパーライト中にあるとして計算すれば, 加熱変態による体積変化はつぎのごとくである.

$$\Delta V = (100 - G) \left(\frac{1}{\rho_r} - \frac{1}{\rho_p} \right) + \Delta m \left[\left(\frac{1}{\rho_r} - \frac{1}{\rho_g} \right) - \frac{100 - Ce}{Ce} \left(\frac{1}{\rho_a} - \frac{1}{\rho_p} \right) \right] \dots \dots \dots (3)$$

移動炭素量を Δm , 共析炭素量を Ce とする. ρ_r, ρ_p, ρ_a はオーステナイト, パーライト, フェライトの比重である. matrix の加熱前の平均炭素量を $m'\%$ とすれば Δm はつぎの関係であらわされる.

$$\Delta m = (100 - G)(Ce - m') / (100 - Ce)$$

炭素移動による黒鉛体積の減少に matrix が追従しないとすれば, 変態収縮は, matrix の炭素増加, 質量増加によつて打消されることになる. ほかに収縮のあらわれなくなる場合の移動炭素量はこの関係から計算することができる.

加熱変態では, フェライト, パーライトが併行して, オーステナイトに変化すると考えたが, 冷却変態では, 明かに, 直接変態によるフェライトの生成の後にパーライトが生ずる.

変態点以上の温度におけるオーステナイト matrix の重量を $(100 - G + \Delta m)$, 黒鉛量を $(G - \Delta m)$, 移動炭素量を Δm とすれば直接変態による体積変化はつぎのごとくである.

$$\Delta V_1 = \Delta m \left[\frac{1}{\rho_g} - \frac{1}{\rho_a} + \frac{100}{Ce} \left(\frac{1}{\rho_a} - \frac{1}{\rho_r} \right) \right] \dots \dots \dots (4)$$

体積変化は移動する炭素量に比例するが, 符号の変化はない. オーステナイトとフェライトの格子常数から計算した結果によれば, matrix の直接変態による体積変化は膨脹をあらわさない. もし, 黒鉛が析出しても porosity の中に位置するならば, 冷却変態の膨脹はあらわれない.

残りのオーステナイトがパーライトになる場合の体積変化はつぎのごとくである.

$$\Delta V_2 = (100 - G) \frac{m'}{Ce} \left(\frac{1}{\rho_p} - \frac{1}{\rho_r} \right) \dots \dots \dots (5)$$

この式は炭素移動に関係なく膨脹することを示す. すなわち, 変態でパーライトが生ずれば膨脹があらわれる.

(3) 変態点以下の温度

パーライトが分解して, 黒鉛とフェライトになる変化は, 黒鉛の体積増と matrix の体積減である. porosity の存在する場合には, 析出黒鉛が matrix の体積減を補

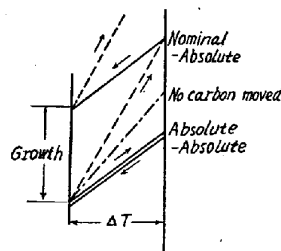


Fig. 2. Length changes by the movement of carbon between graphite and matrix.

Table 1. Chemical composition of specimens.

%	C	Si	Mn	P	S	Mg
Nodular graphite cast iron	3.36	3.03	0.60	0.027	0.008	0.014
Flake graphite cast iron	3.01	3.03	0.60	0.027	0.012	—

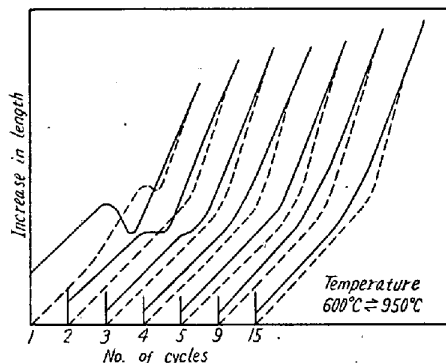


Fig. 3. Dilatometer curve of a nodular graphite cast iron.

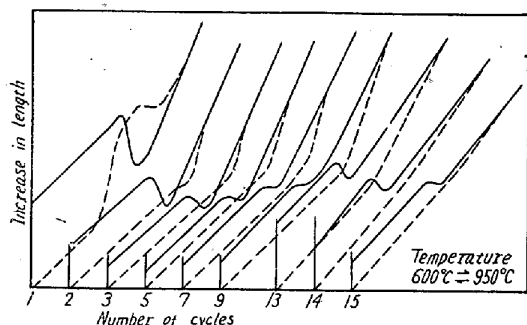


Fig. 4. Dilatometer curves of a flake graphite cast iron.

うだけ matrix 中で析出膨脹したと考えなければならない。この温度範囲では、黒鉛から matrix への炭素移動による porosity の発生は問題にならない。

III. 実際の鑄鉄の熱膨脹曲線

不可逆的变化のあらわれる鑄鉄の熱膨脹曲線の形状と変化に関する理解は、生長機構についての考え方によって異なっている。これまでの研究では酸化、黒鉛化あるいは亀裂の発生などによって説明しているが、それだけでは説明し得ない現象がある。その典型的な一例が球状黒鉛鑄鉄の熱膨脹曲線である。

Fig. 3, Fig. 4 は球状黒鉛鑄鉄と、これを再溶解した片状黒鉛鑄鉄の熱膨脹曲線である。Table 1 に示す化学成分の鑄鉄を本多式熱膨脹測定装置により真空中で加熱した結果である。空気中の加熱においてもほぼ同じ変化が生じた。

変態域における収縮、膨脹の消失が、亀裂の発生あるいは酸化、脱炭による変質が原因であるとすれば、これらの現象に対して恐らく抵抗が大である球状黒鉛鑄鉄の

挙動は例外でなければならない。前述の考え方にしたがえば、球状黒鉛鑄鉄は直接変態によるフェライト化の傾向が強く、見掛けの体積変化が行なわれることになり、矛盾なくこれを理解することができる。

また、球状黒鉛鑄鉄は変態以上の温度で大なる熱膨脹率を示すが、これもまた見掛けの体積変化にしたがうことを意味するものである。（他の実例については省略する。）

IV. 結 言

鑄鉄の熱膨脹曲線には鋼と異なつたいろいろの変化があらわれる。それは不可逆膨脹との関連から考察されているが、必ずしも満足すべき説明は与えられていない。黒鉛と matrix との間の炭素移動による porosity の発生を考えた結果は、体積変化にあらわれる鑄鉄特有の傾向に一致した。これは、実験から導いた黒鉛の溶解再析出にともなう不可逆現象が生長であるという概念を支持するものである。

(121) 鑄鉄薄板の特性

(鑄鉄の直接圧延法の研究—II)

早稲田大学鑄物研究所

工博 塩沢正一・草川隆次・工博○松浦佑次

Special Properties of Direct Rolling Plate of Cast Iron.

(Direct rolling of cast Iron—II)

Dr. Shoichi Shiozawa, Takaji Kusakawa
and Dr. Yuji Matsuura.

I. 結 言

鑄鉄などの普通では塑性加工が難かしいと考えられる材料の直接圧延による薄板製作上の問題点は

- (1) 溶金の湯堰と注湯温度および直圧ロールの冷却能
- (2) ロール間隙における凝固と圧延作用
- (3) 直圧後の素板の熱処理
- (4) 素板の熱延および冷延
- (5) 直圧材薄板の各種特性

などについての解析とこれらに基づく直圧作業条件の決定にある。当研究所で試作ならびに改造した直接圧延機