

論 文

UDC 669.131.7 : 669.1.017.3 : 669.112.227.1 : 669.784 : 669.782

球状黒鉛鑄鉄のオーステナイト化について*

上 田 倅 完**・和 出 昇***

Austenitizing of Spheroidal Graphite Cast Iron

Yoshisada UEDA and Noboru WADA

Synopsis:

An investigation has been carried out on the process and the mechanism of austenitizing of spheroidal graphite cast iron by dilatometric and metallurgical methods.

The austenitizing is affected remarkably by the microstructure, and the rate of the transformation reduces in the order of pearlitic, Bull's-eye, and ferritic structures.

In ferritic spheroidal graphite cast iron, austenite phase forms mainly around the graphite nodules at high temperature and along the ferrite grain boundary at low temperature.

The transformation is retarded by increasing silicon content, due to the elevation of A_{c1} temperature and reduction of austenite.

Exponent, n , in the rate equation of the austenitizing (Johnson-Mehl equation) takes considerably lower values than 3.

The experimental results fairly coincide with the calculated one by a diffusional model.

It is assumed that the austenitizing of ferritic spheroidal graphite cast iron is controlled by carbon diffusion, and there exists a steady state reaction except for the early stage.

1. 結 言

鉄鋼材料の靱性を向上させる有効な方法の一つとして、最近急速加熱変態を利用したオーステナイト (γ) 結晶粒の微細化¹⁾²⁾、および微細二相混合組織³⁾による方法が注目されており、オーステナイト化機構¹⁾²⁾⁴⁾についても次第に明らかにされている。現在までの鋼の研究によれば、セメントライトが共存する場合、 γ 相の成長は γ 相中の炭素の拡散に律速される。針状組織 (マルテンサイト、ベイナイトなど) のオーステナイト化では、急速加熱ほど塊状の γ 相が多くなり、旧オーステナイト粒が細分化され微細化に有効である。さらに、微細二相混合組織は単相組織に比べて靱性が高いことなどが報告されている。

鑄鉄においても本質的には鋼と同様な考えが適用できるものと思われるが、鋼に比べ高炭素、高けい素であり、さらに黒鉛が存在するのでかなり複雑な挙動を示すことが予想される。したがって、鋼の熱処理方法をそのまま適用しても目的を達成できないと考えられ、鑄鉄独

自の熱処理方法の確立が望まれる。

急速加熱変態の鑄鉄への応用は、特に延性の改善が著しい⁵⁾と言われ、この点で大いに期待されるが、オーステナイト化に関する研究⁶⁾⁷⁾は少なくさらに詳細な検討が必要である。

本研究では、以上のような観点から、鑄鉄のオーステナイト化の挙動およびその機構を調べる目的で種々の基礎的実験を行なった。

2. 実験方法

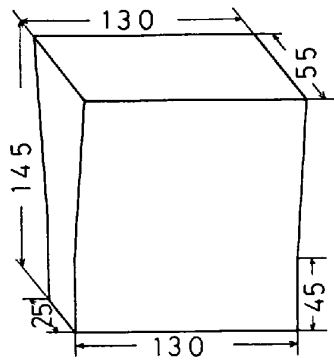
原材料に銑鉄 (4.28% C, 1.67% Si, 0.54% Mn, 0.086% P, 0.026% S), 電解鉄 (99.97% Fe), および金属けい素 (98.6% Si) を使用して高周波電気炉で溶解し、Fe-45%Si-10%Mg 合金で球状化処理を行なった後、Fig. 1 に示すブロックを鑄造した、Table 1 に供試材の化学組成を示す。

地の組織を変えるため次の熱処理を行なった。パーライト化処理は、900°C, 1h 加熱後常温まで空冷し、フェライト化処理は、900°C, 1h 加熱後 720°C まで炉冷

* 昭和 51 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 11 月 16 日受付 (Received Nov. 16, 1976)

** 名古屋大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Nagoya University, Furo-cho Chikusa Nagoya 464)

*** 名古屋大学工学部 (Faculty of Engineering, Nagoya University)

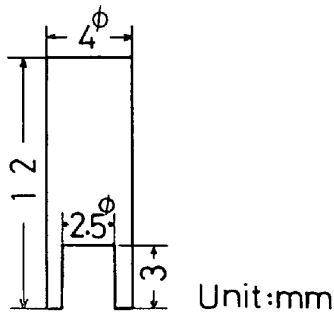


Unit:mm

Fig. 1. Dimension of keel block specimen.

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

Sample No.	C	Si	Mn	P	S	Mg
1	3.47	2.16	0.44	0.082	0.006	0.033
2	3.39	2.47	0.26	0.075	0.010	0.045



Unit:mm

Fig. 2. Specimen for austenitizing.

(4°C/min) し、この温度で 16h 保持後空冷した。

これらの試料を Fig. 2 に示す形状に加工して自動変態測定装置*内に取り付け、真空雰囲気 (10⁻² mmHg) で A_{c1} 変態温度下限以上のオーステナイト化温度に高周波急速加熱 (9000°C/min) して恒温保持し、オーステナイト化途中で N₂ ガスで急冷して組織を観察した。保持温度は 800~900°C で 25°C 間隔で変化させた。

オーステナイト量 (γ量) の測定は、光学走査顕微鏡**および写真判定により行ない、次式によつて計算した。

$$\gamma \text{ 面積(体積)比, } F = \frac{\text{オーステナイト中の } \gamma \text{ 量}}{\text{オーステナイト化前の } \alpha \text{ または } p \text{ 量}} \dots \dots \dots (1)$$

ただし、α: フェライト, p: パーライト

γ相中の固溶炭素量は比色法⁹⁾によつて求め、合金元素分布は EPMA によつて調べた。

*, **: いずれも市販の装置で前者は富士電波工機製、後者はユニオン光学製

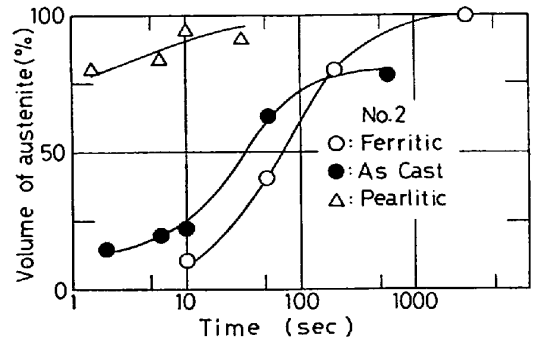
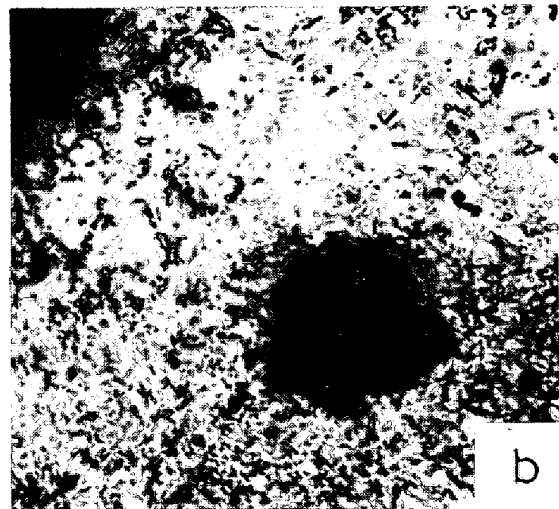
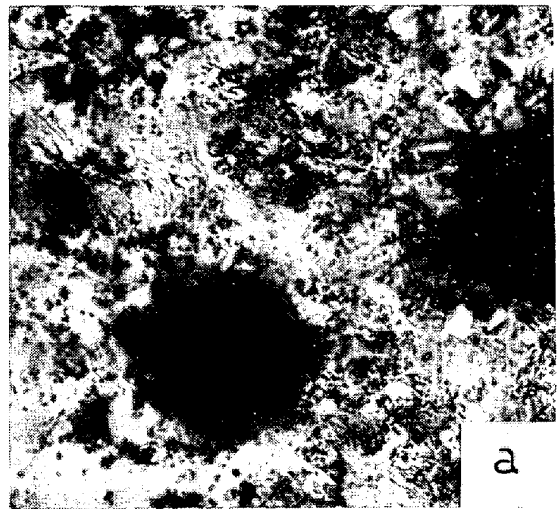


Fig. 3. Effect of matrix structure on the austenitizing at 850°C.



×400

Photo. 1. Change of microstructures during austenitizing (pearlitic). (a) as normalized, (b) transformed at 850°C for 11 s.

3. 実験結果

3.1 地の組織の影響

オーステナイト化前の地の組織が鑄造のまま(ブルス・



Photo. 2. Change of microstructures during austenitizing (ferritic).
(a) as annealed, (b) transformed at 850°C for 10 s.

アイ), パーライト, およびフェライト組織と異なることによつてオーステナイト化の様相が著しく異なる. Fig. 3 から明らかなように, パーライトの場合最も速くオーステナイト化が進行し, フェライト地の場合が最も遅い. たとえば, 前者が 10 s で 90% 以上オーステナイト化するのに対し, 後者は同じ時間で 10% 程度でありオーステナイト化に著しい差がある. プルス・アイ組織は両者の中間のオーステナイト化量を示している. 図は 850°C の例であるが, 他の温度においても同様の傾向がみられた.

γ 相の生成はパーライト地ではセメンタイトの溶解と炭素の拡散によつて行なわれ, セメンタイトの層間隔が極めて小さいため, 炭素の拡散距離が短くオーステナイト化が速く進行する (Photo. 1). 一方, フェライト地では γ 相が黒鉛からの炭素の (直接) 拡散によつて生成

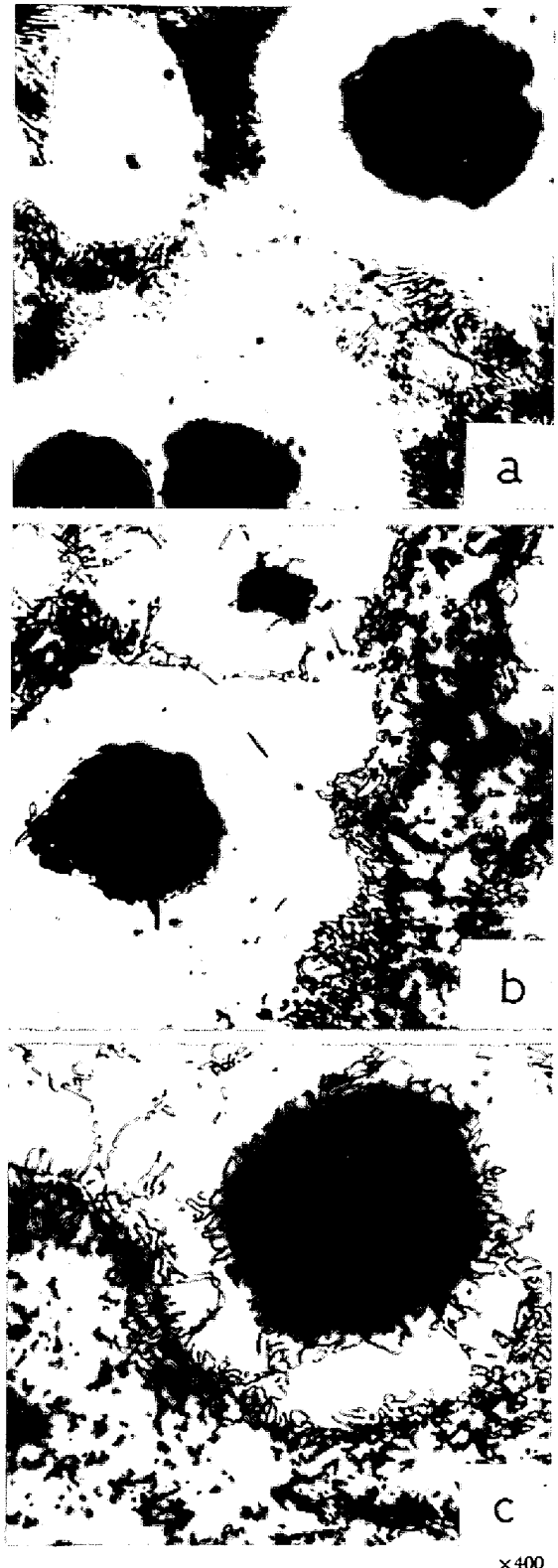


Photo. 3. Change of microstructures during austenitizing (Bull's-eye).
(a) as cast. (b) transformed at 850°C for 2s. (c) transformed at 850°C for 11s.

し, 黒鉛間の距離が長く炭素の拡散距離が長い場合オーステナイト化が遅れるものと考えられる (Photo. 2). さらにパーライトのセメンタイトと黒鉛の粒径の差は,

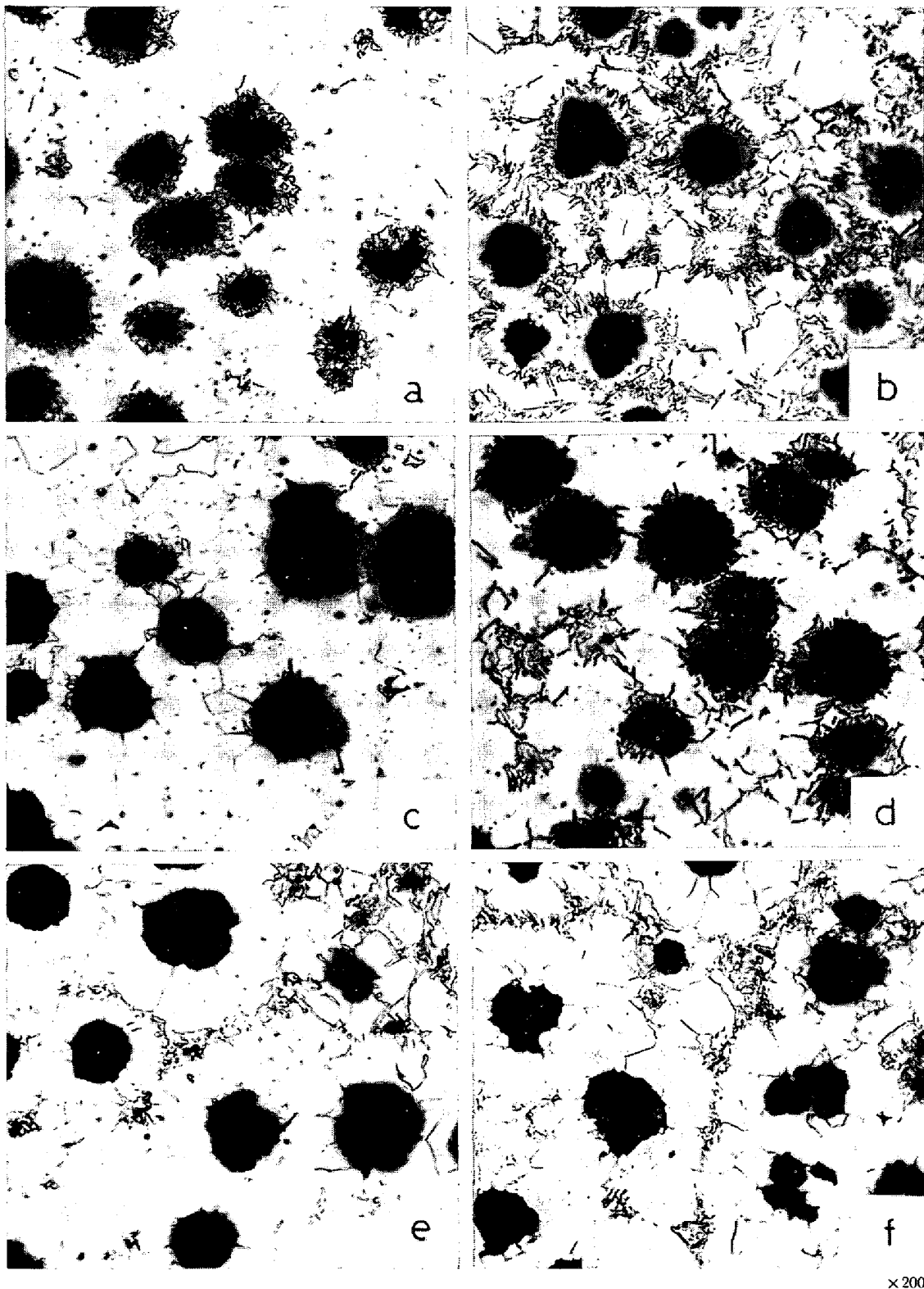


Photo. 4. Effect of temperature on the austenitizing of ferritic spheroidal graphite cast iron. The specimens were transformed at (a) 900°C for 1 s, (b) 900°C for 10 s, (c) 850°C for 1 s, (d) 850°C for 10 s, (e) 800°C for 50 s, and (f) 800°C for 100 s, respectively, and quenched.

初期のオーステナイト化の著しい差となつてあらわれている。Photo. 3 のブルス・アイ組織から明らかなように、 γ 相の生成はパーライト部分から最も早く始まり、続い

て黒鉛周囲から起こる。

このようにオーステナイト化が地の組織に著しく影響され、このうち黒鉛からのオーステナイト化は鑄鉄の特

徴であり、黒鉛とパーライトの共存するブルス・アイ組織は鑄鉄のオーステナイト化をいつそう複雑にしている。

3.2 フェライト地球状黒鉛鑄鉄のオーステナイト化

前述のようにフェライト地の場合は鑄鉄にのみみられる特殊なオーステナイト化であり、この種の変態機構を明らかにするためさらに詳細な検討を行なった。

Photo. 4は γ 相の生成および成長の様子が温度によって変化することを示している。すなわち高温では主に黒鉛を中心として γ 相が生成し、さらに黒鉛周囲に成長しており、 γ 相の成長の方向性は高温ほど少ない。ところが低温になるにつれてフェライト粒界からの γ 相の析出が多くなり、800°Cではこの傾向が最も著しく、しかも黒鉛間の中間部分のフェライト粒界からの γ 相の生成が多くなる。これらの現象は、高温では粒内拡散が活発に行なわれるが低温になると急に小さくなるのに対し、粒界拡散は低温になつてもあまり小さくならないためと考えられる。したがって高温では黒鉛(粒径および粒数)が、低温ではフェライト粒界(粒径)が鑄鉄のオーステナイト化に重要な影響をおよぼす。

一般に変態および析出の反応速度式として、近似的に次式が適用される⁹⁾。

$$F = 1 - \exp[-(t/\tau)^n] \dots\dots\dots (2)$$

ただし、 F ; 反応量、 t ; 時間、 τ ; 定数、 n ; 反応の種類によつて定まる定数

パーライト変態においては、成長のみが起こる場合 $n = 3$ 、核生成と成長が同時に起こる場合 $n > 3$ 、特に核生成速度が一定ならば $n = 4$ となる。パーライト組織のオーステナイト化について鋼で(2)式が検討されており、合金元素が存在すると(2)式の n の値がかなり変ることが指摘されている⁴⁾。以下にフェライト地の球状黒鉛鑄鉄のオーステナイト化について(2)式がどの程度適用できるかを検討した。Fig. 4, 5にその結果を示す。グラフの傾きは n の値を示し、この値が大きいくほどオーステナイト化速度が大きくなる。全体的にほぼ直線関係が得られ、近似的に(2)式が成立する。しかしながら n の値は最大1.4で、温度の低下と共に小さくなり、さらに一定温度ではオーステナイト化前半と後半で異なつた値をとる。また825°Cおよび800°Cの低温では直線からかなりずれている。

このように n の値が3よりかなり小さな値となつた原因は、けい素の影響が大きいと考えられる。平衡状態図から明らかのように、けい素は A_{c1} 変態温度を上げ γ 領域を狭くする。さらに、後に考察するように、 γ 相中の炭素濃度差を小さくする(Fig. 6の C_2-C_1)ためオー

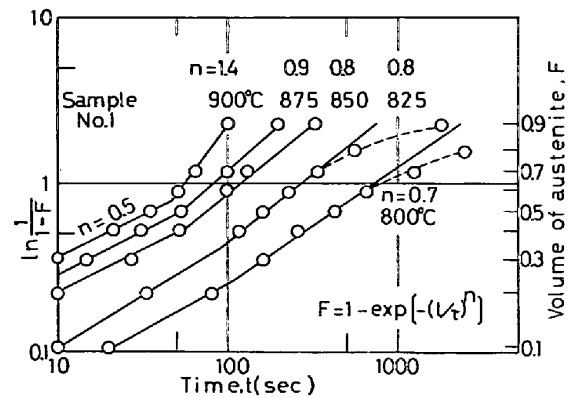


Fig. 4. Kinetic results of the austenitizing.

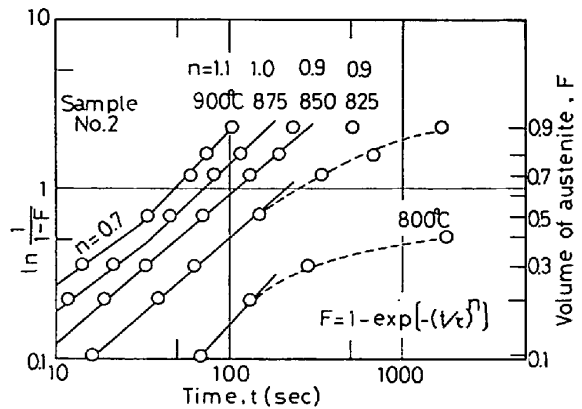


Fig. 5. Kinetic results of the austenitizing.

ステナイト化速度が小さくなる。(2)式は炭素の拡散のみから導かれた単純な計算式であり、球状黒鉛鑄鉄のような複雑な合金系にそのまま当てはまらないことは当然のことと考えられるが、けい素の影響を考慮すれば定性的には説明できる。しかしながら、オーステナイト化の機構について論ずるにはさらに検討する必要があり、次章で考察する。

4. 考 察

4.1 オーステナイト化の反応式(フェライト地の場合)

速度式を導くにあたり、簡単な拡散モデルを考え、次の仮定をおく。

- (1) オーステナイト化が γ 相中の炭素の拡散によつて行なわれる。
- (2) 黒鉛を核として γ 相が生成し、オーステナイト化の途中には新しい γ 相の核生成が起こらず、黒鉛を中心として成長する。
- (3) 定常状態が成立する。

黒鉛のみが炭素の供給源であり、黒鉛界面での炭素量が黒鉛内部から十分に補給されるとすれば、黒鉛界面における炭素濃度は平衡値に保たれる。すなわち、(黒鉛

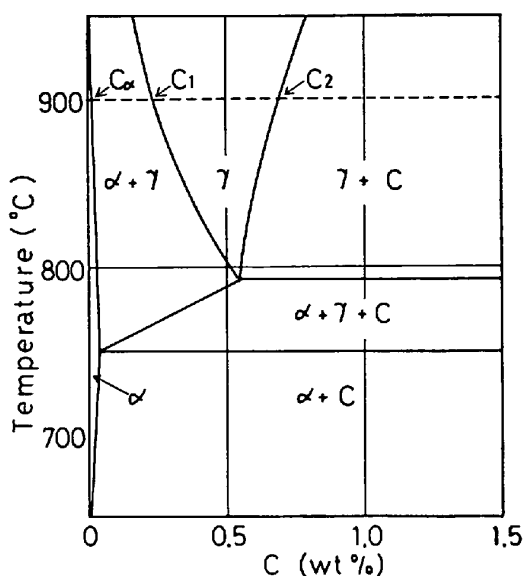


Fig. 6. Section of Fe-C-Si phase diagram at 2.4(wt%)Si.

内部から) 界面を通過する炭素の速度が、鉄中を拡散する炭素の速度より速く、(1)の仮定が成り立つ。仮定(2)は Photo. 4 から考えて、高温の場合には適用できるが、低温の場合には粒界析出を考慮する必要があるので厳密には適用できない。仮定(3)は黒鉛から γ 相に供給される炭素量と γ 相の成長に使われる炭素量が等しく、 γ 相中の炭素濃度は常に一定に保たれていることを仮定している。この仮定は比色分析による γ 相中の炭素濃度分析結果¹⁰⁾から考えて、十分現実的である。

以上の仮定に基づいて以下に計算する。まずはじめに、 γ 相および α (フェライト)相中の炭素濃度および界面炭素濃度を知る必要がある。これには(a)化学分析、(b)X線回折、(c)EPMA分析、(d)焼入れマルテンサイト硬さからの換算法¹¹⁾などの測定法があり、本研究では(a),(c)および(b)の方法を検討した。しかしながら、界面炭素濃度についてはさらに詳細に検討する必要がある、今回は平衡状態図から求めた。Fig. 6はFe-C(黒鉛)-Si系平衡状態図の、2.4%Si切断面を示す。界面濃度 C_1 , C_2 , C_α はおおの α/γ 界面の γ 相中、黒鉛(G)/ γ 界面の γ 相中、および γ/α 界面の γ 相中の炭素濃度を表わす。

次に黒鉛、 γ 相および α 相の炭素濃度分布を Fig. 7 に示す。図中の破線は EPMA 分析によつて求めた 900°C の結果で、実線はこれをモデル化した分布を表わす。黒鉛(G)の周囲に γ 相が同心円状に成長し、その外側を未変態の α 相がとり囲んでいる様子を示しており、黒鉛半径はオーステナイト化前に r_0 であり、オーステナイト化の途中で r_2 に減少し、 γ 相は成長して r_1

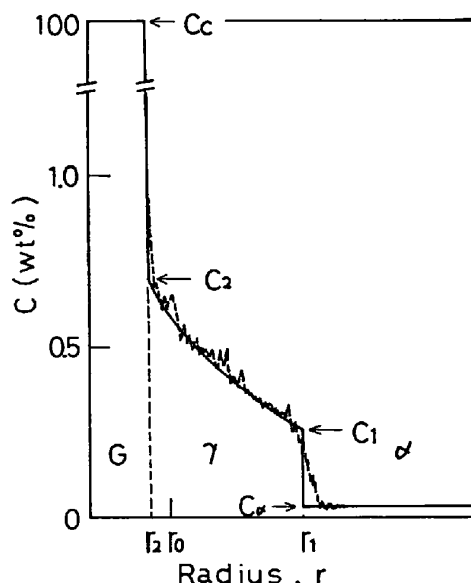


Fig. 7. Carbon concentration profile at 900°C. (dashed line represents the experimental data by EPMA.)

になる。なお、図中の C_0 は黒鉛の炭素濃度を表わす。 γ 相中の炭素濃度が半径とともに減少しているが、これは次のように拡散式から導いた結果とよく一致する。

三次元空間での定常的拡散を仮定し、Fickの第二法則が半径 $r = (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$ と時間 t で次のように表わされるものとすれば、

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{D}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial C}{\partial r} \right) \dots \dots \dots (3)$$

定常状態では $\partial C / \partial t = 0$ であるから(3)式の積分結果は(4)式ようになる。

$$C(r, t) = C(r) = A/r + B \dots \dots \dots (4)$$

ここで $C(r)$ は半径 r における γ 相中の炭素濃度、 D は γ 相中の炭素拡散係数、 A および B は定数である。析出あるいはパーライト変態などでは、 γ 相中の炭素濃度を直線で近似し、濃度勾配を一定として計算しており、かなりよい結果を得ているが、その場合は半径および粒間距離が数 μ 程度と極めて小さいためと考えられる。しかしながら本研究のように半径が十数 μ 、粒間距離が200 μ 程度の大きな値では、直線近似は誤差が大きいため、(4)式のような近似式が妥当であろう。

次にFickの第一法則を適用して γ/α 界面のmass balanceを考えると、

$$4\pi r_1^2 (C_1 - C_\alpha) dr_1 = -D_1 (dC/dr)_1 4\pi r_1^2 dt \dots (5)$$

これより γ/α および黒鉛/ γ の界面移動速度を計算すると

$$v_1 = \frac{dr_1}{dt} = -D_1 \frac{(dC/dr)_1}{(C_1 - C_\alpha)} \dots \dots \dots (6)$$

$$-v_2 = -\frac{dr_2}{dt} = D_2 \frac{(dC/dr)_2}{(C_c - C_2)} \dots\dots\dots (7)$$

なお、式中のサフィックス 1 および 2 はそれぞれ、 γ/α および黒鉛/ γ 界面を表わす。

ここで (4) 式を微分して

$$(dC/dr)_1 = -A/r_1^3 \dots\dots\dots (8)$$

$$(dC/dr)_2 = -A/r_2^3 \dots\dots\dots (9)$$

(6)~(9)式を組み合わせて $t=0$ のとき $r=r_0$ なる条件で積分すると、

$$r_2^3 = r_0^3(1+k) - r_1^3 k \dots\dots\dots (10)$$

ただし、

$$k = \frac{D_2(C_1 - C_\alpha)}{D_1(D_c - C_2)}$$

(4)式に C_1, C_2, r_1 および r_2 を代入して定数 A について整理すれば、

$$A = r_1 r_2 (C_2 - C_1) / (r_1 - r_2) \dots\dots\dots (11)$$

(6), (8) および (11) 式から

$$dt = \frac{r_1(C_1 - C_\alpha)(r_1 - r_2)}{D_1(C_2 - C_1)r_2} dr_1 \dots\dots\dots (12)$$

(10) 式を微分して、 $r_2^3 dr_2 = -kr_1^3 dr_1$ が得られ、これを (12) 式に代入すると

$$dt = \frac{(C_1 - C_\alpha)}{D_1(C_2 - C_1)} (-r_2 dr_2 / k - r_1 dr_1) \dots\dots\dots (13)$$

$t=0$ のとき $r_1=r_2=r_0$ として (13) 式を積分すると

$$t = \frac{(C_1 - C_\alpha)}{2D_1(C_2 - C_1)} [r_0^3(1+1/k) - r_1^3 - r_2^3/k]$$

$$t = \frac{(C_1 - C_\alpha)}{2D_1(C_2 - C_1)} \left\{ r_0^3(1+1/k) - r_1^3 - \frac{1}{k} [r_0^3(1+k) - r_1^3 k]^{2/3} \right\} \dots\dots\dots (14)$$

(14)式から γ 相の成長半径とオーステナイト化時間の関係を導くことができる。

さらにオーステナイト量 (γ 相の体積比, F) と時間の関係を導く。統計的に面積比と体積比は等しい¹³⁾ことがわかっているので、(1)式を γ 相の体積比に等しいとして計算することができる。 f_0 をオーステナイト前の黒鉛の体積, f_1 および f_2 をおのおのオーステナイト化途中の γ 相の見掛けの体積 (f_1 は γ 相と黒鉛を加えた量を表わす。) および黒鉛体積とすれば、

$$\left. \begin{aligned} f_0 &= 4\pi r_0^3 N/3 \\ f_1 &= 4\pi r_1^3 N/3 \\ f_2 &= 4\pi r_2^3 N/3 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (16)$$

ただし、 N は単位体積当りの黒鉛粒数を示す。ここでは γ 相が黒鉛の周囲に成長し、新たな核生成が起これないと仮成しているので N は一定である。(15)式を(1)式に代入して

$$F = \frac{f_1 - f_2}{1 - f_0} = \frac{f_0(r_1^3 - r_2^3)}{r_0^3(1 - f_0)} \dots\dots\dots (16)$$

ここで、変態および析出の速度式を導く際に通常用いられるいわゆる、衝突項 $(1-F)$ を導入すると、

$$\frac{dF}{dt} = T(t) (1-F) \dots\dots\dots (17)$$

すなわち、オーステナイト化速度は未変態量に比例するものと仮定する。ただし、 $T(t)$ は時間の関数を表わす。

(16) 式を微分して (17) 式に代入すると、

$$\frac{dF}{dt} = \frac{f_0}{r_0^3(1-f_0)} \frac{d(r_1^3 - r_2^3)}{dt} (1-F) \dots\dots\dots (18)$$

よつて上式を変形して積分すると、

$$\int_0^F \frac{dF}{1-F} = \int_0^t \frac{f_0}{r_0^3(1-f_0)} \frac{d(r_1^3 - r_2^3)}{dt} dt$$

ただし、 $t=0$ のとき $F=0, r_1=r_2=r_0$

$$\ln \frac{1}{1-F} = \frac{f_0(r_1^3 - r_2^3)}{r_0^3(1-f_0)} \dots\dots\dots (19)$$

(19) 式から r_2 を消去して

$$\ln \frac{1}{1-F} = \frac{f_0(1+k)}{r_0^3(1-f_0)} (r_1^3 - r_0^3) \dots\dots\dots (20)$$

さらに (14) および (20) 式から r_1 を消去すると、

$$t = \frac{(C_1 - C_\alpha)}{2D_1(C_2 - C_1)} \left\{ r_0^3(1+1/k) - \left[m \left(\ln \frac{1}{1-F} \right) + r_0^3 \right]^{2/3} - \frac{1}{k} \left[r_0^3 - km \left(\ln \frac{1}{1-F} \right) \right]^{2/3} \right\} \dots\dots (21)$$

ただし、 $m = (1-f_0)r_0^3/(1+k)f_0$

以上の計算によつて、フェライト地球状黒鉛鑄鉄のオーステナイト化過程を数式化することができた。オーステナイト化時間と γ 相の半径、およびオーステナイト量の関係は (14) および (21) 式で表わされ、成長速度は (6) 式で示される。

次に γ 相中の炭素の拡散係数, D について述べる。鋼のデータによれば、炭素およびけい素量によつて γ 相中の炭素の拡散係数が変化することが知られており、研究者によつても測定値に差がある。鑄鉄に関するデータは少なく¹⁴⁾¹⁵⁾、数式化されていないので、鋼による次のデータを¹⁶⁾採用した。

$$D = 0.052 \exp(-33800/RT) \dots\dots\dots (22)$$

このデータは Fe-1%Si-0.47%C 合金の測定から得られたもので、 γ 相中の平均炭素量としては鑄鉄の場合にはほぼ匹敵するが (比色法による分析の結果, 0.52~0.53%C), けい素量は鑄鉄では 2% 以上であり、このデータが適用できるかどうか懸念される。しかし、W. STEINER¹⁷⁾らは、けい素量が増加しても D はあまり変わらないとしている。また (22) 式を計算して鑄鉄のデータと比較した結果、比較的よく一致した。したがつて、高

Table 2. Kinetic data used in calculation (Sample No. 2).

Temp. °C	Carbon concentration (wt%)			$k = \frac{D_2(C_1 - C_\alpha)}{D_1(C_c - C_2)}$	D_1 cm ² /s
	C_1	C_2	C_α		
900	0.25	0.70	0.03	2.22×10^{-3}	2.49×10^{-8}
875	0.30	0.65	0.04	2.62×10^{-3}	1.81×10^{-8}
850	0.35	0.60	0.05	3.02×10^{-3}	1.30×10^{-8}
825	0.42	0.57	0.05	3.72×10^{-3}	0.92×10^{-8}
800	0.50	0.55	0.06	4.42×10^{-3}	0.64×10^{-8}

$r_0 = 16.5 \mu$, $f_0 = 0.148$, $D_1 \approx D_2$, $C_c = 100\%$
 C_c : Carbon concentration of graphite

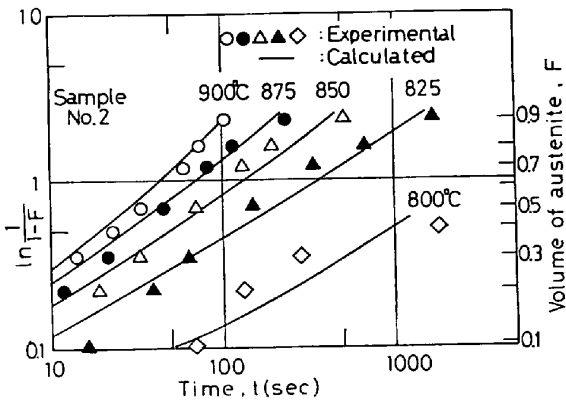


Fig. 8. Experimental and calculated results of the austenitizing.

けい素の範囲では D の変化は比較的少ないと考えられる。なお、これについてはさらに検討してみたい。

4.2 実験値と計算値の比較

Table 2 に計算に使用した基礎データを、Fig. 8 に比較した結果を示す。図に示すように、実験値と計算値は比較的よく一致している。特に高温では良好な結果が得られる。すでに述べたように、低温度になるほど両者の差が大きくなり、粒界析出を考慮した理論式を検討する必要がある。全体的にみて計算値の傾きがやや小さく、オーステナイト化初期ではその差が大きい。この理由として、まず、計算ではオーステナイト化途中に新たな核生成が生じないと仮定しているが、Photo. 4 から明らかなように、 γ 相は黒鉛周囲に必ずしも一様に生成されず、核生成がオーステナイト化途中に幾分行なわれていること、あるいは粒界などの核生成によって生ずる γ 量を測定値が含んでいることにより、実験値の傾きが大きくなる。つぎに、オーステナイト初期は非定常状態になっていることが考えられる。本研究では急速加熱を行なっているため、 A_{c1} 変態温度の上昇が起こり¹⁸⁾¹⁹⁾、オーステナイト化が遅れ、平衡状態に回復するにつれてオーステナイト化の進行が急に促進される。そのほか、合金元素の分布などもオーステナイト化に影響するものと考えら

れるが、別の機会に検討する。

球状黒鉛鑄鉄のオーステナイト化は複雑であり、上述のような簡単な拡散モデルを仮定した計算式では必ずしも十分とはいえないが、基本的にはいちおうの成果が得られたものとする。

5. 結 論

球状黒鉛鑄鉄のオーステナイトについて調査した結果、次のような結論が得られた。

- (1) オーステナイト化前の地の組織によつて変態が著しく影響を受ける。すなわち、パーライト組織の場合が最も速く、粒径および粒間隔の大きい黒鉛を含むフェライト組織の場合は最も遅い。ブルス・アイ組織は両者の中間である。
- (2) フェライト地の球状黒鉛鑄鉄では γ 相の生成が高温度では黒鉛周囲から生じ、低温度ではフェライト粒界から優先的に生じる。
- (3) けい素は A_{c1} 変態温度を上げ、 γ 領域を狭めるためオーステナイト化が遅れる。オーステナイト化の反応式の指数、 n が小さくなる。
- (4) 拡散モデルに基づいたオーステナイト化の反応式による計算値は実験値と比較的よく一致した。その結果オーステナイト化は γ 相中の炭素の拡散によつて行なわれ、初期を除いては反応が定常的に進行すると結論できる。
- (5) オーステナイト化初期では非定常状態が生じると考えられ変態開始が遅れる。

文 献

- 1) 松田昭一, 岡村義弘: 鉄と鋼, 60 (1974) 2, p. 226
- 2) G. R. SPEICH and A. SZIRMAE: Trans. AIME, 245 (1969) May, p. 1063
- 3) 田村今男, 他: 鉄と鋼, 59 (1973) 3, p. 454
- 4) M. HILLERT, K. NILSSON, and L. E. TÖRMDAHL: JISI, 209 (1971) 1, p. 49
- 5) L. A. SOLNTSEV: Steel in the USSR, 8 (1974) p. 687

- 6) H. KOCH und K. HERFURTH: *Neue Hütte*, 19 (1974) 12, p. 730
- 7) 田中雄一, 井川克也: *鑄物*, 47 (1975) 12, p. 847
- 8) A. JAMIESON: *Foundry*, 83 (1955) 10, p. 132
- 9) J. BURKE 著: 平野賢一, 堀仁訳: *金属相変態速度論入門*, (1972), p. 190 [共立出版]
- 10) 上田徹完, 和出昇: *鑄物*, 49 (1977) 1, p. 25
- 11) 富樫房夫, 西沢泰二: *日本金属学会誌*, 40(1976) 1 p. 12
- 12) H. HANEMANN and H. JASS: *Giesserei*, 25(1938) 11, p. 293
- 13) R. T. DEHOFF and F. N. RHINES 著, 牧島邦夫訳: *計量形態学*, (1972), p. 52[内田老鶴圃新社]
- 14) A. Ya. MAISTRUK and TRACHENKO: *Diffusion data*, 2 (1971), p. 289
- 15) Z. JOKS and F. MYSAK: *Diffusion data*, 1 (1973), p. 112
- 16) L. A. KONDRACHENKO and G. V. SHCHERBEDINSKII: *Diffusion data*, 2 (1971), p. 288
- 17) W. STEINER und O. KRISEMENT: *Arch. Eisenhüttenw.*, 30 (1959) 10, p. 637
- 18) K. J. ALBUTT and S. GARBER: *JISI*, 204 (1966), p. 1217
- 19) 上田徹完, 和出昇: *日本金属学会講演概要集*, (1976) 10, p. 184