

© 1987 ISIJ

炭素鋼の包晶反応と δ - γ 変態機構

論文

高橋 忠義*・大笹 憲一*²・田中 順一*²Peritectic Reaction and δ - γ Transformation Mechanism in Carbon Steels

Tadayoshi TAKAHASHI, Kenichi OHSASA and Junichi TANAKA

Synopsis:

Fe-C binary alloys and commercial carbon steel were quenched at various temperatures above and below the peritectic temperature. Peritectic reaction and the mechanism of subsequent transformation from δ phase to γ phase were investigated on the basis of solidification structure and measurement of carbon concentration by electron probe microanalysis in the quenched specimen. The result obtained are summarized as follows.

When the peritectic reaction occurs, primary δ dendrites are isolated from surrounding liquid because γ phase is formed on the surface of the primary δ crystals.

The γ phase nucleates successively in the untransformed primary δ crystals as temperature falls below the peritectic temperature and then conjugated concentration relationship between the δ and γ phases holds locally true. On the other hand, the γ phase formed on the surface grows into the surrounding residual liquid.

As the γ phase elements nucleated in the untransformed δ region begin to interconnect with each other, the diffusion path for solute is progressively established, and carbon diffuses gradually through the γ phase formed on the surface to that nucleated in the untransformed δ region.

1. 結 言

炭素濃度が 0.10~0.51 wt% の範囲の炭素鋼の凝固の特徴は包晶反応が生じた後に¹⁾, 初晶 δ 晶が γ 相に変態することである. この δ - γ 変態は溶質の再分配を伴い, この変態量の増加は凝固区間を拡大する²⁾. また変態歪みなどが, 連铸等における凝固割れの要因となる可能性が指摘されており³⁾⁴⁾, その変態機構の把握は工学上重要である.

炭素鋼の包晶反応は初晶 δ 晶と液相とが反応して γ 相が生成する現象であり, そのため初晶 δ 晶と液相とが直接接触できる界面でのみ起こりうる反応である. 従つて, 実際凝固過程においては, 包晶反応で界面に生成した γ 相は必然的に初晶 δ 晶と液相と分離することになり, それ以上の包晶反応の進行を妨げることになる. そのため結晶内部に未変態 δ 相が残されることになり, この未変態 δ 相の γ 相への変態は包晶反応以外の機構で進行しなければならない. 従来, この問題に関して, 包晶反応により生成した γ 相が, 液相側からの炭素の拡散を受けて内部の δ 相側に成長することによる拡

散律速機構の δ - γ 変態が検討されている⁵⁾⁶⁾. しかし, 包晶反応を伴う炭素鋼の δ - γ 変態過程を実験的に検討した例は著しく少ないように思われる.

本研究では, Fe-C 二元系合金および実用鋼を試料として, 包晶反応温度上下の所定の温度で急冷実験を行い, 試料の組織形態, EPMA で測定した試料内の炭素濃度分布および温度降下過程の推移等に基づいて, δ - γ 変態機構を検討した.

2. 実験方法

Fe-C 二元系合金の実験試料として, 電解鉄および電極用黒鉛を所定の炭素濃度になるように配合し, これにデンドライト組織の顕出を容易にするためにりん化鉄を加えて P 濃度を 0.02 wt% になるように調整したものをを用いた (以後この試料を Fe-C 二元系とする). 試料の炭素濃度は 0.08, 0.29 および 0.39 wt% C の三種類である. ここで, 0.29 wt% C, および 0.39 wt% C の組成は凝固過程で包晶反応が生じる組成であり, 0.08 wt% C は δ 晶のみで凝固が完了し, その後の冷却過程で δ - γ 変態のみが生じる組成である. 試料は, あらかじめ

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 12 月 16 日受付 (Received Dec, 16, 1985)

* 北海道大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Hokkaido University, Kita 13-jo Nishi 8-chome Kita-ku Sapporo 060)

*² 北海道大学工学部 (Faculty of Engineering, Hokkaido University)

Table 1. Chemical composition of commercial carbon steel used for the experiment of δ - γ transformation.

(wt%)				
C	Mn	Si	P	S
0.28	0.78	0.47	0.013	0.03

め重量 600 g の母合金を作成し、成分元素の均一化のためにこれを小切削片にして、その中から所定量を採取して実験に用いた。試料の重量は、液相線温度の測定を可能にし、かつ急冷効果を有するものとして約 7 g とした。次に、実用鋼の試料としては Table 1 に示す組成のものを用いた。この際、実験に先立つてあらかじめ重量 500 g の試料をタンマン炉内で溶解して熱分析を行い、多成分系の包晶反応温度を測定し、この温度を基準として実験を行った。

試料を内径 12 mm ϕ 、高さ 105 mm のアルミナるつぼ内に入れ、ケラマックス炉内でアルゴン雰囲気下で溶解した。試料の測温はアルミナ保護管を介して、試料中央部にセットした 6-30%Pt-Rh 熱電対で行い、後述する冷却操作の後、試料を炉下部に設置してある水槽に落下させて急冷した。その際、冷却効果を高めるため、るつぼを水中で直ちに破碎する操作を加えた。

試料の冷却手順として次の二つの方法を用いた。一つは、まず試料を完全液相状態より冷却し、凝固を開始させたのち、包晶反応温度直上の初晶 δ 晶と液相とが共存する温度で一定時間保持し、結晶の粗大化および溶質濃度の均一化を促した後に、保持温度から、あるいは包晶反応温度を通過させた後の所定温度から急冷を行うものである。この温度保持は、急冷後の試料内において、 δ 晶であつた領域の判定およびその炭素濃度分布の測定を容易にすることを目的としている。第二の手順は完全液相状態からの連続冷却過程で、包晶反応温度上下の所定の温度より試料を急冷するものである。

δ - γ 変態の進行状況を把握するためには次の二つの方法を用いた。一つは、急冷温度を一定とし、急冷までの冷却速度を変化させる場合、もう一つは、冷却速度を一定とし、急冷温度を変えるものである。実験結果の再現性を検討するために、各実験条件ごとに平均 3 個以上の急冷試料を作製した。

上記の手順で得られた試料を、縦断面を研磨した後、ピクリン酸飽和水溶液でデンドライト組織を顕出し、組織観察を行った。その後再研磨して腐食の痕跡を完全に除去して、EPMA により炭素濃度分布を測定した。測定は、デンドライト結晶の軸心部をビームが走査

できるように、試料縦断面に観察される結晶のうち、その大きさが最大となるものを各試料ごとに平均 5 個所選り、結晶中央部を横断させて測定を行った。測定におけるビーム径は、5 μ m、ビーム間隔は 10 μ m を基本とした。検量線作製のために純鉄、0.29% C 鋼、0.52% C 鋼、0.70% C 鋼、1.07% C 鋼を標準試料として用いた、各標準試料は、80°C から 100°C まで過冷凝固させることにより得られた極めて微細な組織を有するものであり、この標準試料の炭素濃度分布を測定した結果では、EPMA の測定精度は各測定値に対して ± 0.01 wt% であつた。

3. Fe-C 二元系合金の包晶反応と δ - γ 変態

3.1 冷却速度

最初に、Fe-0.29 wt% C の組成の試料を用いて、急冷までの冷却速度を変化させた場合の結果について述べる。試料を溶解後 1580°C で約 15 min 温度保持を行った後 0.05°C/s の冷却速度で冷却し、Fe-C 二元平衡包晶反応温度 (1494°C) 直上の 1498°C で 1 h 保持して、一つはその状態から直ちに急冷した。この 1498°C は δ 晶と液相とが共存する温度で、固相率として約 0.45 となる。他の試料は保持後 0.06, 0.15, 1.2, 2.5 および 3.8°C/s の 5 段階の冷却速度で包晶反応温度を通過させた後、Fe-C 二元平衡状態図上では完全に γ 相となる 1440°C で急冷を行った。同一冷却条件で得られた各試料の EPMA による炭素濃度分布の測定では、ほぼ同様の結果がえられたので、その代表例を示す。

Photo. 1 は保持温度 1498°C から直ちに急冷した試料の組織である。Photo. 1 中の白い領域は急冷前に固相であつた部分であり、また液相であつた領域には急冷

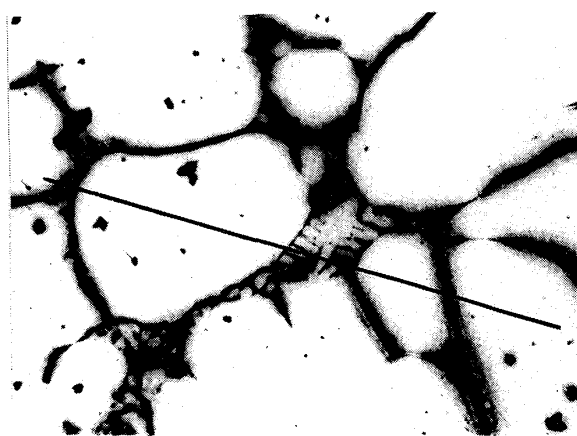
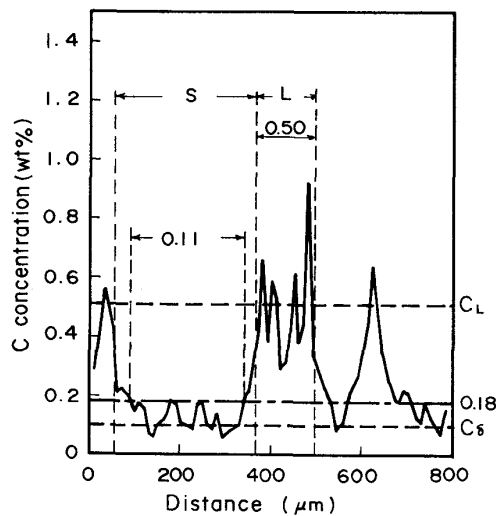


Photo. 1. Solidification structure of a Fe-0.29 wt% C alloy specimen quenched immediately after keeping for 1 h at 1498°C. Solid line in the photograph shows the scanning path of EPMA. ($\times 75$)

時に生じた微細なデンドライトが観察され、両者を識別することができる。写真中の実線は、EPMA でポイントカウントを直線的に行つた箇所であり、その部分の炭素濃度分布が Fig. 1 に示してある。ここで、図中の S および L の領域は、組織写真より判断した固相および液相領域にそれぞれ対応している。 C_L および C_δ で示される破線は、Fe-C 二元平衡状態図¹⁾より求めた包晶反応時の液相 (0.51 wt%)、および δ 晶 (0.10 wt%) の炭素濃度を示すものであり、試料の液相と固相領域の平均炭素濃度にはほぼ対応している。液相に接する固相界面の



C_L : Equilibrium carbon concentration in liquid at the peritectic temperature
 C_δ : Equilibrium carbon concentration in δ phase at the peritectic temperature
 S : Solidified region
 L : Liquid region

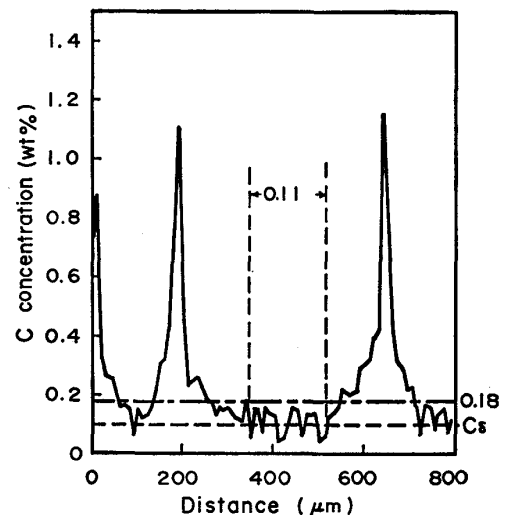
Fig. 1. Carbon concentration distribution in the Fe-0.29 wt%C alloy specimen shown in Photo. 1.



Photo. 2. Solidification structure of a Fe-0.29 wt%C alloy specimen which was cooled down to 1440°C at a cooling rate of 0.15°C/s after keeping for 1 h at 1498°C and was quenched at that temperature. Solid line in the photograph shows the scanning path of EPMA. ($\times 75$)

近傍には、包晶反応で生成した 0.18 wt%C の γ 相をもととして、急冷時に液相側に幾分成長したと思われる濃度勾配の急な領域が存在している。しかし、結晶内の平均炭素濃度 (0.11 wt%) が包晶反応時の δ 晶の炭素濃度 (0.10 wt%) にほぼ対応していることから、急冷時における結晶内部への炭素の拡散はほとんどないものと判断される。ここで、結晶内の炭素濃度分布には濃度のゆらぎが観察され、そのピークのいくつかは、ほぼ 0.18 wt% の値を示していることが注目される。

Photo. 2 は保持温度 1498°C から 0.15°C/s の冷却速度で冷却し、平衡状態図上では完全に γ 相となる 1440°C で急冷した試料の組織であり、その炭素濃度分



C_δ : Equilibrium carbon concentration in δ phase at the peritectic temperature

Fig. 2. Carbon concentration distribution in the Fe-0.29 wt%C alloy specimen shown in Photo. 2.

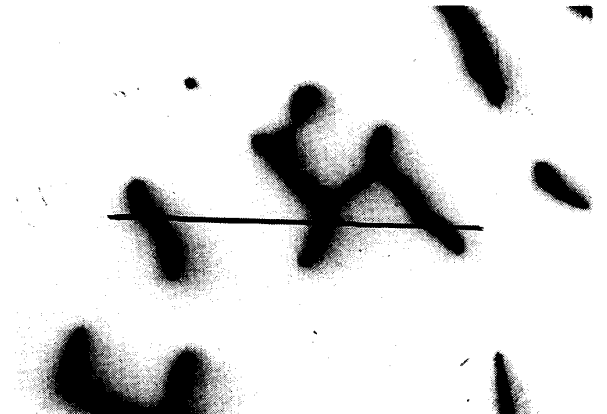
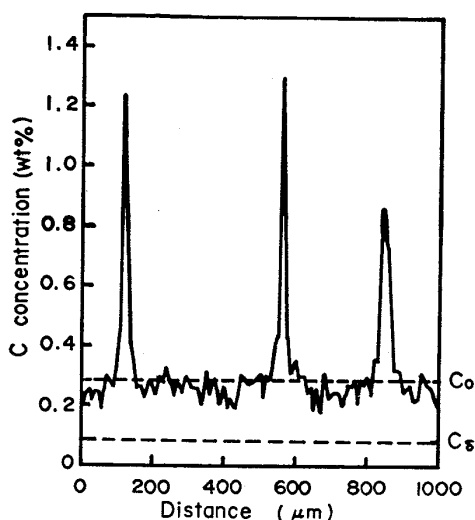


Photo. 3. Solidification structure of a Fe-0.29 wt%C alloy specimen which was cooled down to 1440°C at a cooling rate of 0.06°C/s after keeping for 1 h at 1498°C and was quenched at that temperature. Solid line in the photograph shows the scanning path of EPMA. ($\times 40$)



C_0 : Initial carbon concentration of the specimen
 C_δ : Equilibrium carbon concentration in δ phase at the peritectic temperature

Fig. 3. Carbon concentration distribution in the Fe-0.29 wt %C alloy specimen shown in Photo. 3.

布が Fig. 2 に示してある。炭素濃度分布を見ると、結晶中央部に平均炭素濃度が包晶反応時の δ 晶の濃度にはほぼ対応する低炭素濃度領域が観察され、急冷時にまだ未変態 δ 相が残留していたことを示している。

Photo. 3 および Fig. 3 は保持温度より 0.06°C/s の冷却速度で冷却し、 1440°C で急冷した試料の結果を示したものである。デンドライト間隙で炭素濃度のピークが観察されるが、結晶中央部はほぼ均一な炭素濃度分布となっており、この段階に至つて初めて、急冷時に未変態 δ 相は完全に消失して単一 γ 相になつている。従つて、冷却速度がかなり遅くならない限り、包晶反応温度よりかなり低い温度まで未変態 δ 相が残留することがわかる。

3.2 拡散律速との比較

従来、包晶反応後の δ - γ 変態過程は、炭素の拡散律速による解析が主として行われている⁵⁾⁶⁾。そこで、前述の実験結果を拡散律速機構で検討してみた。

デンドライト内に解析のための体積要素を想定し、デンドライトの断面を円形とみなして、一次元円筒座標を用いて計算を行つた。変態界面の進行が炭素の拡散に律速される場合の、液相- γ 相界面および γ 相- δ 相界面の進行速度はそれぞれ次のように表される。

$$\frac{dr_1}{dt}(C_L - C_1) = \frac{l^2 - r_1^2}{2r_1} \cdot \frac{dC_L}{dt} + D \frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r=r_1} \quad (1)$$

$$-\frac{dr_2}{dt}(C_2 - C_\delta) = -D \frac{\partial C_\delta}{\partial r} \Big|_{r=r_2} + D \frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r=r_2} \quad (2)$$

ここで、 r_1 : 液相- γ 相界面の位置 (cm), t : 時間 (s), C_L : 液相の炭素濃度, C_1 : 液相と接する γ 相の炭素濃度 (wt%), l : 体積要素の幅 (cm), D : 炭素の固相内拡散係数 (cm^2/s), r_2 : γ 相- δ 相界面の位置 (cm), C_2 : δ 相と接する γ 相の界面の炭素濃度 (wt%), C_δ : γ 相と接する δ 相の界面の炭素濃度 (wt%) である。(1)式および(2)式の左辺を前進差分近似して時間ステップ Δt ごとの両界面の位置を計算した。この時の液相- γ 相界面および γ 相- δ 相界面の位置は、冷却速度によつて降下する温度を基準として、それに対応する平衡濃度が界面で得られるように進行させた。

(1)式および(2)式の濃度勾配項および各相内の炭素濃度分布は、体積要素を半径方向に 80 に等間隔で分割し、次の拡散方程式を前進差分法により計算して求めた。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial C}{\partial r} \right) \quad (3)$$

炭素の拡散は体心立方構造である δ 相の方が γ 相より速いと考えられるが、明確な δ 相の炭素の拡散係数が得られていないので、ここでは温度のみの関数として得られた γ 相の炭素の拡散係数に関する(4)式⁹⁾を δ 相にも適用した。

$$D = 2.46 \times 10^{-2} \cdot \exp(-2.82 \times 10^4 / RT) \quad (4)$$

ここで R : 気体定数 ($\text{cal}/\text{K} \cdot \text{mol}$), T : 温度 (K) である。また体積要素の幅 l は、本実験の試料のデンドライトアーム間隔の平均の $1/2$ として $250 \mu\text{m}$ を採用した。

Fig. 4 は急冷温度 1440°C に達するまでの冷却速度を 0.15 , 2.5 および 3.8°C/s に変化させたときの体積要素内の炭素濃度分布の計算結果を示したものである。 0.15°C/s の冷却速度においては δ 相は完全に消失しており、均一な炭素濃度分布の γ 相のみとなつているの

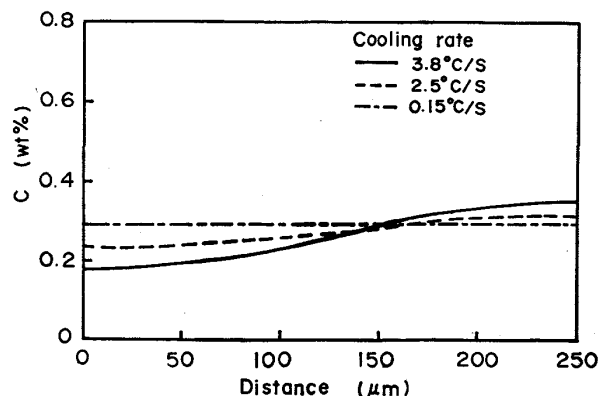


Fig. 4. Estimated carbon concentration distribution on the basis of diffusion controlled mechanism in Fe-0.29 wt %C alloy specimens cooled at various cooling rates to 1440°C .

がわかる。さらに、前述の実験で冷却速度が最も大きい 3.8°C/s の場合でも、幾分の濃度勾配を有するが、未変態 δ 相は消失している。

このように、 δ - γ 変態過程は単なる拡散律速では説明し難いことを示すものである。

3.3 γ 相の析出による δ - γ 変態

実際凝固における δ - γ 変態がどのように進行するかを、包晶反応を経由する $0.39\text{ wt}\%\text{C}$ の Fe-C 二元系試料と δ - γ 変態のみとなる $0.08\text{ wt}\%\text{C}$ 試料との実験結果に基づいて考察してみる。

Photo. 4 は炭素濃度が $0.39\text{ wt}\%$ の試料を 1600°C より 0.05°C/s の速度で冷却し、 1498°C で 1.5 h 保持後、 0.05°C/s の冷却速度で冷却して包晶反応温度を通過させ、包晶反応温度より 6°C 下の 1488°C で急冷した試料の組織を示したものである。Photo. 4 の組織を平面的にポイントカウントして求めた炭素濃度値が Fig. 5 に示してある。組織を見ると、初期炭素濃度が比較的高いため、液相領域が拡大しているのが観察される。組織上に白く円形状に腐食されているのは EPMA のビームの痕跡である。

Fig. 5 中で実線で囲まれた領域は、Photo. 4 の組織より判断した固相の領域に対応している。また破線は、包晶反応で生成する γ 相の炭素濃度 $0.18\text{ wt}\%$ にはほぼ該当する部分を結んだものであり、包晶反応が生じた界面位置であつたと考えられる。ここで、実線と破線の間の領域では、炭素濃度が比較的高く γ 相の濃度を示し

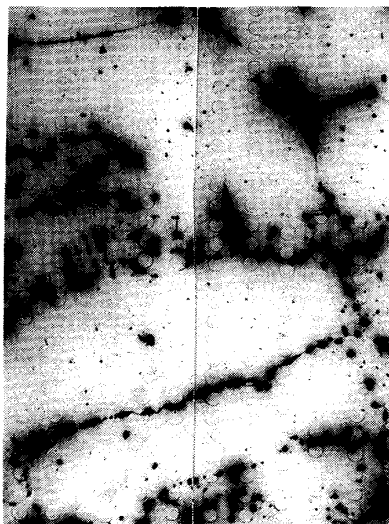


Photo. 4. Solidification structure of a Fe-0.39 wt %C alloy specimen which was cooled down to 1488°C at a cooling rate of 0.05°C/s after keeping for 1.5 h at 1498°C and was quenched at that temperature. White circles in the photograph indicate the positions of scanning electron beam of EPMA. ($\times 40$)

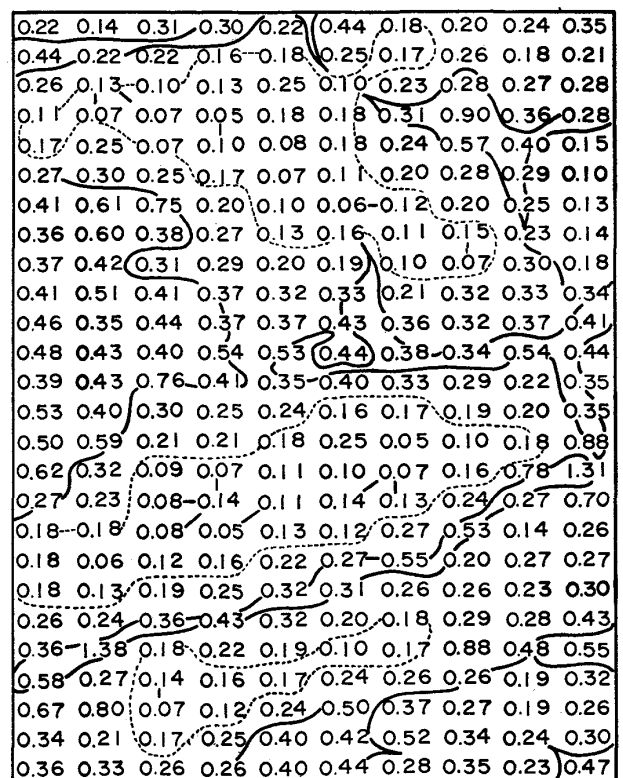


Fig. 5. Carbon concentration distribution in the Fe-0.39 wt %C alloy specimen shown in Photo. 4. The parts enclosed by solid curves show the solidified regions and those by the dashed curves are considered as untransformed δ regions on the basis of carbon concentration profile.

ており、さらに液相側に向かうにつれてその濃度が増加していることから、この領域は温度降下とともに包晶反応で生成した γ 相をもととして、液相側に連続的に成長した γ 相であることがわかる。一方、破線内は平均的に炭素濃度が小さいことから、未変態 δ 相であつた領域と認められる。

未変態 δ 相内の炭素濃度分布には濃度のゆらぎがみられ、さらにその炭素濃度値に注目して見ると、短い実線で連結した部分同士の炭素濃度値が、Fig. 6 の Fe-C 二元平衡状態図の δ + γ 領域上に示した 1, 2, 3 レベルの δ 相と γ 相の平衡濃度関係に良く対応しているのが認められる。このことは、冷却過程で未変態 δ 相内において選択的に γ 相が析出したことを示唆するものと考えられる。

Fig. 7 は、単一 δ 相で凝固が完了する、初期炭素濃度が $0.08\text{ wt}\%$ の試料を 1494°C の δ 相領域で 1.5 h 保持後、 δ - γ 変態開始直上の 1482°C から急冷した場合の、10% 硝酸溶液によつて顕出した組織とその炭素濃度分布とを対応させて示したものである。写真の黒い点となる部分の炭素濃度は約 $0.14\text{ wt}\%$ であり、Fe-C

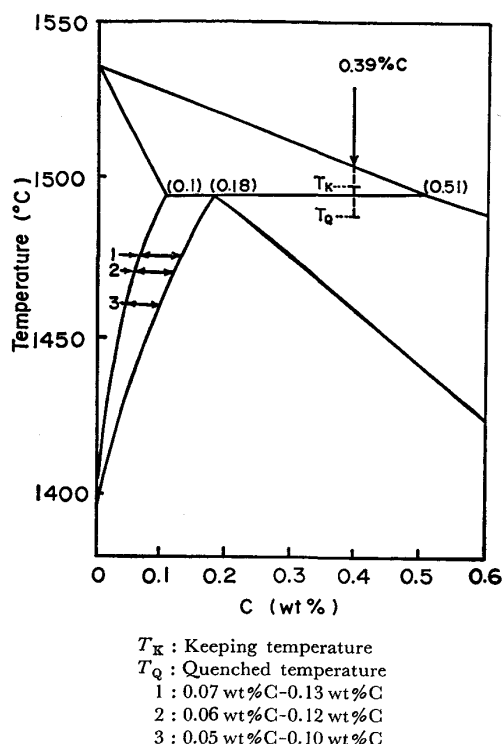


Fig. 6. Fe-C equilibrium phase diagram used in the present work. Arrow in the right side of the diagram shows the carbon concentration of the specimen shown in Photo. 4 and the arrows in the left side show the conjugated concentration relationship between the δ and γ phases illustrated in Fig. 5.

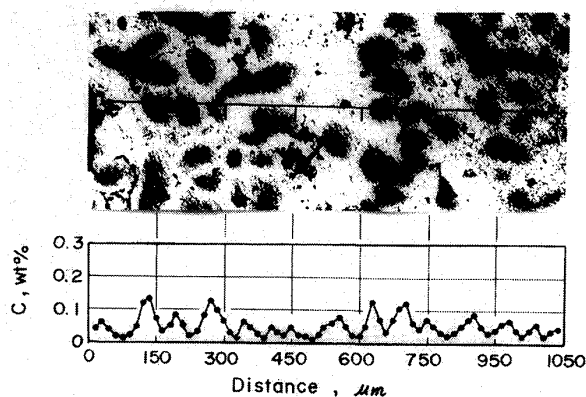


Fig. 7. Structure during the δ - γ transformation process in a 0.08 wt% C alloy (upper figure) which was kept for 1.5 h at 1494°C and quenched at 1482°C, and carbon concentration profile (lower figure) obtained by scanning across the specimen's surface.

二元平衡状態図から判断すると、0.08 wt% C の δ 相から析出する γ 相の濃度にはほぼ対応している。濃度のゆらぎをみると、レベルの異なる数段階に分けられる。この試料で最も高い炭素濃度を示す領域が点状に腐食されること、および炭素濃度のピーク値が段階的に低下し

ていることより、 δ 相からの γ 相の析出は、選択的な核生成が急冷過程で行われたものであると判断される。この試料の初期炭素濃度では包晶反応は生じないが、この結果から、包晶反応が生じる組成の炭素鋼においても、包晶反応後の孤立した未変態 δ 相内においては、同様に γ 相が析出することにより δ - γ 変態が進行すると考えられる。

以上の結果をまとめると、Fe-C 二元系合金の包晶反応およびその後の δ - γ 変態は以下に述べるように進行する。

まず、包晶反応温度に達したときに、界面反応により δ 相と液相との界面に γ 相が生成する。この γ 相は炭素の拡散律速機構によつて予想されるように δ 相側に容易に成長しない。従つて、core 部の未変態 δ 相は孤立することになり、その後の温度降下につれて未変態 δ 相内の炭素の過飽和度は増加することになる。この場合の δ 相から γ 相への変態は、Fe-C 二元平衡状態図上の $\delta + \gamma$ 領域における平衡濃度関係に従つて、母相の δ 相内で選択的に γ 相が逐次析出することにより進行することになる。周囲の液相および γ 相側からの、未変態 δ 相であつた部分への炭素の拡散は、析出した γ 相同士の連係が進行して、拡散経路が確立するにつれて徐々に進行するものと考えられ、従つて見かけ上、炭素の拡散が抑制されることになり、それが炭素の拡散律速によつて予想される変態速度よりも、この変態段階ではかなり遅れることになる。一方、残液相領域においては、温度降下とともに包晶反応で生成した γ 晶がそのまま連続して成長するか、あるいは冷却速度が比較的大きい場合には、新たな γ 晶が液相中に晶出することにより、その非平衡度を解消することになる。

ここで、本論文で使用した Fe-C 二元平衡状態図の信頼性について考えてみると、従来報告されている状態図の中には、各相の炭素濃度が本論文で引用したものと異なっているものがある。しかし、今まで示してきたように Fe-C 二元系の試料の炭素濃度分布を見ても、包晶反応温度直上から急冷した試料の液相領域と固相領域の炭素濃度や析出した γ 相の δ 相との炭素濃度の共役関係が引用した平衡状態図と非常に良く対応していることから逆にこの状態図の信頼性を確認することになった。

4. 実用鋼の δ - γ 変態

試料の組成は Table 1 に示すごとく、炭素濃度は 0.28 wt% の普通炭素鋼である。試料を溶解後、1500°C より 5°C/s の冷却速度で連続的に冷却し、あらかじめ

熱分析で求めた多成分系の包晶反応温度 1483°C を基準として, 3°C 上の 1486°C , 5°C 下の 1478°C , および 9°C 下の 1474°C の3段階で試料を急冷した. 得られた結果を Fig. 8~Fig. 10 に示す.

Photo. 5 は包晶反応温度より 3°C 上の 1486°C で急冷した試料を EPMA でポイントカウントした際の組織を示す. その総測定数は約 1400 個であり, それに対する各炭素濃度値ごとの検出数の比を検出頻度として Fig. 8 に棒グラフで示す. ここで, グラフを見ると, 炭素濃度 $0.10\text{ wt}\%$ と炭素濃度 $0.18\text{ wt}\%$ の検出頻度が際だつて高いのが認められる. このことを Fe-C 二元系での δ - γ 変態の機構と合わせ考えると, 前者は未変態 δ 相の残留を示し, 後者は包晶反応で生成した γ 相と $0.10\text{ wt}\%$ であつた δ 相が $0.18\text{ wt}\%$ の γ 相に変態したものの総和が現れているものと考えられる. さ



Photo. 5. Solidification structure of a commercial carbon steel specimen containing $0.28\text{ wt}\%\text{C}$ quenched at 1486°C during the process of continuous cooling. White circles indicate the positions of scanning electron beam of EPMA. ($\times 100$)

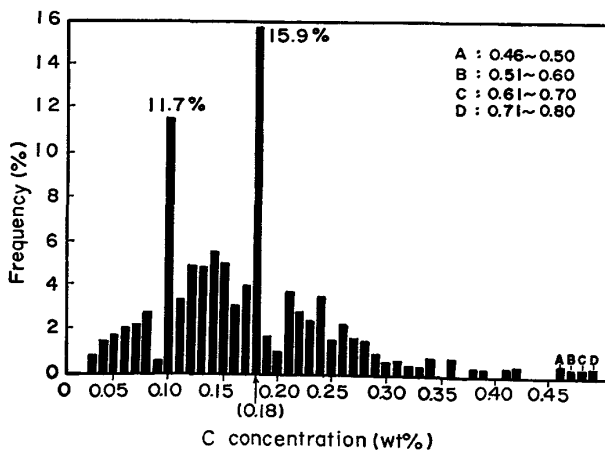


Fig. 8. The frequency distribution histogram of carbon concentration nodes in the commercial carbon steel specimen shown in Photo. 5.

らに, 試料の急冷温度を低下させた Fig. 9 および Fig. 10 の結果を見ると, $0.18\text{ wt}\%\text{C}$ の検出頻度の減少傾向は, $0.10\text{ wt}\%\text{C}$ の減少傾向よりかなり小さい. このことは, $0.10\text{ wt}\%\text{C}$ の δ 相が包晶反応温度を過ぎて降下しても残留し, それが $0.18\text{ wt}\%\text{C}$ の γ 相に変態しているものと考えられる.

さらにこれらのグラフにおいて, $0.10\text{ wt}\%\text{C}$ と $0.18\text{ wt}\%\text{C}$ の間の炭素濃度の範囲の検出頻度は, δ 相から析出した γ 相の存在量に対応するものであり, $0.1\text{ wt}\%\text{C}$ 以下の濃度の範囲の検出頻度は, γ 相の析出に伴い炭素濃度が低下した未変態 δ 相の存在量に対応することになる. また $0.18\text{ wt}\%\text{C}$ 以上の炭素濃度の範囲は, 包晶反応で生成した γ 相をもととして液相側に成長し

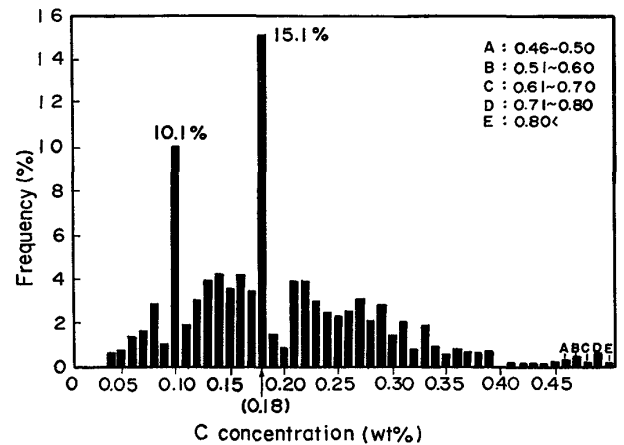


Fig. 9. The frequency distribution histogram of carbon concentration nodes in the commercial carbon steel specimen containing $0.28\text{ wt}\%\text{C}$ quenched at 1478°C during the process of continuous cooling.

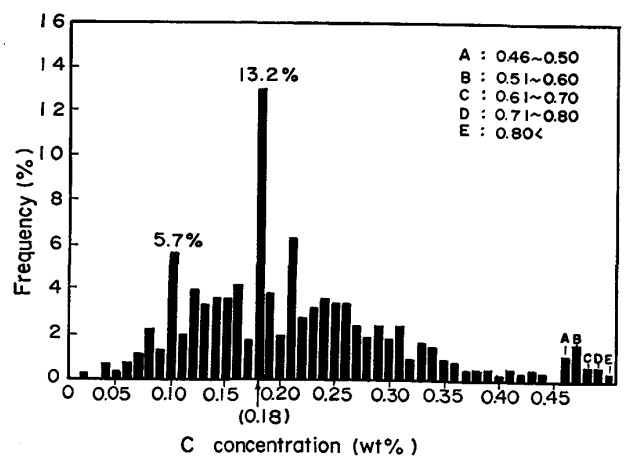


Fig. 10. The frequency distribution histogram of carbon concentration nodes in the commercial carbon steel specimen containing $0.28\text{ wt}\%\text{C}$ quenched at 1474°C during the process of continuous cooling.

た γ 相の領域と、結晶内部で γ 相の析出が進行して拡散経路が確立し、炭素の拡散が進行して高濃度になった部分とに対応するものと見られる。

これらの結果より、炭素以外の成分元素が Table 1 に示す程度の比較的低濃度の組成範囲であれば、多成分系であつても、包晶反応する際の δ 相と液相の炭素濃度は二元系と同じ炭素濃度値で包晶反応が行われるものと判断される。

5. 結 言

Fe-C 二元系合金および実用鋼を試料として包晶反応温度上下の温度より急冷し、EPMA によつて測定した試料の炭素濃度分布と組織観察との対応に基づいて包晶反応とその後の δ - γ 変態過程を検討した。その結果、以下に述べることが明らかとなつた。

1) 包晶反応によつて δ 晶界面に生じた γ 相を境界として、内部の未変態 δ 相と γ 相の成長が可能な液相領域とに二分される。

2) 温度が降下するにつれて、未変態 δ 相内においては、 δ 相と γ 相間の平衡共役濃度関係を局部的に保ちな

がら、選択的かつ逐次的に γ 相が核生成して変態が進行し、一方、液相側においては、包晶反応で生じた γ 相をもととして連続して γ 相が成長するか、あるいは新たな γ 晶の晶出を見る。

3) 未変態 δ 相に析出した γ 相同士の連係が進行するにつれて拡散経路が確立することになり、包晶反応界面を通して炭素の拡散が進行することになる。

文 献

- 1) 田中良平: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 1586
- 2) 高橋忠義, 大笹憲一, 田中順一, 五十嵐一夫: 鉄と鋼, 68 (1982), S 273
- 3) F. WEINBERG: Metall. trans., 10B (1979), p. 219
- 4) 松宮 徹, 佐伯 毅, 田中 純, 有吉敏彦: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1782
- 5) Y. K. CHUANG, D. REINISH and K. SCHWERDTFEGGER: Metall. Trans., 6A (1975), p. 235
- 6) H. FREDRIKSSON and J. STJERNDAHL: Met. Sci. 16 (1982), p. 575
- 7) 高橋忠義, 田中順一, 工藤昌行, 大笹憲一: 鉄と鋼, 72 (1986), S 136
- 8) D. F. KALINOVICH, I. I. KOVENSALL and M. D. SMOLIN: Izv. VUZ, Fizika, 9 (1971), p. 116