

0.4 mass% C鋼のパーライト変態速度の律速因子

山下 孝子*・成谷 哲*・齊藤 良行*2

Controlling Factors of Pearlite Transformation Rate of 0.4 mass% C Steels

Takako YAMASHITA, Tetsu NARUTANI and Yoshiyuki SAITO

Synopsis : Kinetics of austenite to pearlite phase transformation in 0.4mass%C-X (X=Cr, Ni) steels were investigated. The isothermal transformation curves were analyzed with of the Avrami Equation: $X(t)=1-\exp(-Gt^n)$ where $X(t)$ is the fraction transformed and n and G are constants.

The exponents n were found to be about 2 except for Cr steels. The value of n for steels containing 0.5 and 1.0 mass% Cr were about 3. This results indicated that the pearlite transformation in 0.4 mass% C steels in present study is controlled by the site saturation mechanism.

The parameters G , transformation rate constant of pearlite, were independent of the supercooling from A_1 temperature and the driving force of pearlite transformation. These values were dependent on the energy differences of ferrite phase from supercooled austenite phase. This energy difference was equivalent to the driving force of eutectoid ferrite. The predicted transformation rate of pearlite is independent of transformation temperature and containing alloy.

The pearlite transformation rate of 0.4 mass% C steels was found to be controlled by eutectoid ferrite growth.

Key words : carbon steel; hypoeutectoid steel; pearlite; phase transformation; growth rate; thermodynamics; Gibbs energy; driving force.

1. 緒言

炭素鋼におけるパーライト組織は共析組織として最もよく知られた組織であり、実用鋼においても非常によく得られる組織であるということ、あるいはパーライト変態が拡散型変態であるために理論的に取り扱いやすいという理由から、その変態挙動や鋼板の機械的特性への影響について数多くの研究がある。特に、共析鋼のパーライト変態については変態挙動の Kinetics, 例えばラメラ間隔あるいは成長速度への変態温度や合金元素の影響についての多くの報告¹⁻⁵⁾があり、さらに成長速度を理論的に取り扱う研究も積極的になされた。成長速度を理論的に取り扱う研究の代表例としては Zener-Hillert の式があるが、Zener-Hillert はオーステナイト (γ) 相中の C の体拡散に律速された局所平衡を前提とした過飽和なパーライト変態の界面の移動速度すなわち成長速度を、以下のような式で表すことを提案した^{6,7)}。

$$V = \frac{D}{a} \cdot \frac{\lambda^2}{\lambda_\alpha \lambda_\theta} \cdot \frac{C_\gamma^\alpha - C_\gamma^\theta}{C^\theta - C^\alpha} \cdot \frac{1}{\lambda} \left[1 - \frac{\lambda_c}{\lambda} \right] \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 D は γ 中の C の体拡散係数、 a は幾何学パラメータ、 C に関する項は Fig. 1(a), (b) に示すような γ /セメンタイト界面、 α/γ 界面における平衡 C 量、および λ はラメラ間隔、 λ_α および λ_θ はラメラフェライト (α)、ラメラセメンタイト (θ) の厚みである。また、 λ_c は成長速度

がゼロのときの間隔である。従って、共析鋼のパーライト変態速度は拡散係数および界面における C 濃度による駆動力およびラメラ間隔で決まると理解される。

一方、低炭素鋼におけるパーライト変態を取り扱った研究では、パーライト変態はフェライト変態に続いて現れ、しかもその核生成のための条件はフェライト変態の進行による γ 中への C の濃縮で満たされ⁸⁾、潜伏期がなかったかのように変態が開始するという仮定で変態の進行を成長だけで取り扱った Hillert の成長速度の式⁷⁾が、実験値とよく一致している⁹⁾。これらの成長速度も、C の体拡散係数、ラメラ間隔、各界面における炭素濃度に依存する。すなわち、パーライト成長速度は低炭素鋼から共析鋼の広い炭

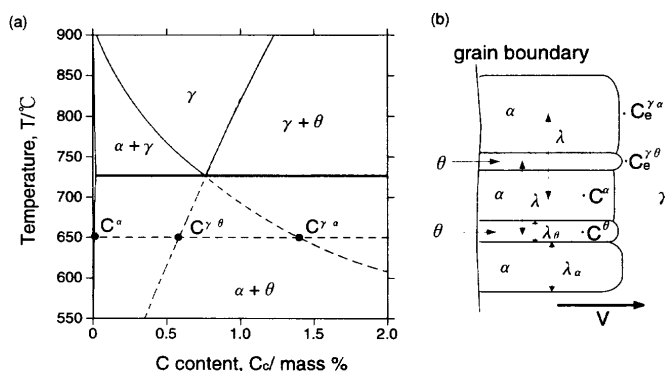


Fig. 1. Schematic diagram of Fe-C equilibrium and metastable phase diagram.
(a) Part of Fe-C phase diagram
(b) Pearlite growth front.

平成 11 年 9 月 8 日受付 平成 12 年 4 月 4 日受理 (Received on Sep. 8, 1999; Accepted on Apr. 4, 2000)

* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chuo-ku Chiba 260-0835)

*2 早稲田大学理工学部 (School of Science and Engineering, Waseda University)

Table 1. Chemical compositions of hypoeutectoid steels (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	O	N	Ni	Cr
A	0.380	0.21	0.70	0.015	0.010	0.029	0.0011	0.0016	—	—
B	0.406	0.21	0.70	0.016	0.009	0.026	0.0011	0.0018	—	0.51
C	0.420	0.21	0.70	0.014	0.009	0.030	0.0014	0.0025	—	1.03
D	0.418	0.22	0.70	0.016	0.008	0.027	0.0010	0.0025	1.00	—
E	0.396	0.19	0.72	0.015	0.011	0.025	0.0020	0.0022	2.01	—

素濃度において、拡散係数、ラメラ間隔、炭素濃度といった冶金的因子が支配的であると考えられる。

しかしながら、(1) 式の各項の決定には、それぞれの冶金的因子が合金元素および変態温度により変化するため一般性がなく、特に合金元素を添加した場合は界面移動速度の遅延の影響が大きくなるとの指摘もあり^{10,11)}、様々な組成あるいは温度範囲でパーライト変態の成長速度を(1)式で予測することは困難であると考えられる。また、これまでのパーライト変態の研究は、一部低炭素鋼が取り扱われているものの共析鋼を対象としたものが多く、中炭素鋼は工具鋼として頻繁に用いられるにもかかわらず、この組成を対象とした研究例が非常に少ない。

そこで、本論文では、0.4 mass% C ベースの中炭素鋼を用いて、実験的に求めたパーライト変態の変態速度に及ぼす冶金因子の影響を調査した。さらに、近年盛んに利用されている熱力学平衡計算ツールを用いることにより、比較的簡単に多元系の熱力学情報を得ることができるようになってきたので、これらの手法の適用を検討した。その結果、0.4 mass% C 鋼のパーライト変態速度は、過冷状態にある γ 相の自由エネルギーと共析反応で析出する α 相の自由エネルギー差に律速していることを見出した。さらに、これらの自由エネルギーの差は、合金元素や変態温度に影響されずにパーライトの変態速度を予測できることがわかったので、以下に報告する。

2. 実験

実験に先だって、中炭素鋼における等温での時間 t におけるパーライト変態率 $X(t)$ を、相変態の Kinetics の解析に有効な実験式である Avrami 型の式、

$$X(t) = 1 - \exp(-Gt^n) \dots \dots \dots (2)$$

で整理することとし、等温変態曲線より求めた G および時間指数 n の支配因子を検討した。

2.1 供試材

真空溶解により 0.4 mass% C の商用鋼組成をベースとして添加元素 (Cr, Ni) を変化させた鋼を溶製し、1150°C、30 分加熱、850°C 仕上げの熱間圧延により 30 mm 厚とした後、3 mm ϕ 、10 mmL の丸棒状に切り出し試験片とした。Table

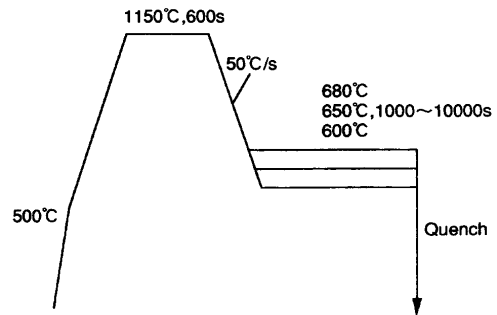


Fig. 2. Schematic illustration of heat treatment for isothermal transformation.

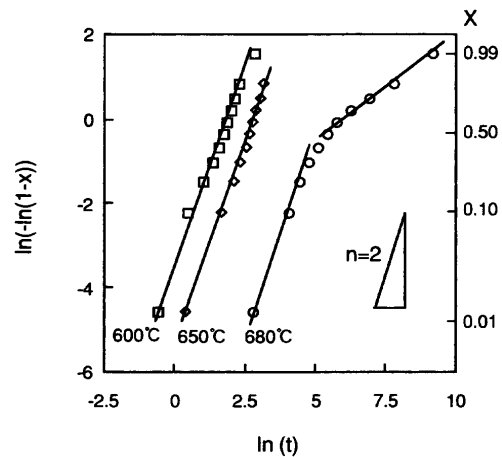


Fig. 3. Avrami plots obtained by transformation curves for pearlite in steel A.

1 に供試材の化学組成を示す。

2.2 実験方法

TTT 図は熱間加工シミュレータ サーメックマスターを用いて、1150°C、600 s のオーステナイト化後、600、650、680°C まで Ar ガスにて急冷し、その温度での熱膨張の時間変化により等温変態の変態率を求めた。試験に用いた熱処理条件を Fig. 2 に示す。オーステナイト化後の γ 粒径は、いずれの試験片も 200 μ m である。

熱処理後の組織は試験片を Z 断面方向に切断した後、研磨を行い、ナイタールで腐食して光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した。

また、 A_1 変態点、駆動力、自由エネルギーは、Fe-C-Si-Mn-P-Al-Cr-Ni の 8 元系で熱力学計算ソフト ThermoCalc¹²⁾ を用いて計算した。使用した熱力学データベースは SGTE-Solution database である。

3. 実験結果

Fig. 3 に本実験の等温変態曲線より求めた A 鋼の各温度における $\ln(t)$ と $\ln(-\ln(1-X))$ の相関 (Avrami プロット) を示す。これらの試料のパーライト変態終了後の光学顕微鏡写真を Fig. 4 に示すが、A 鋼のみならず本実験における等温変態後の試料には、すべて旧 γ 粒界上に初析フェライト

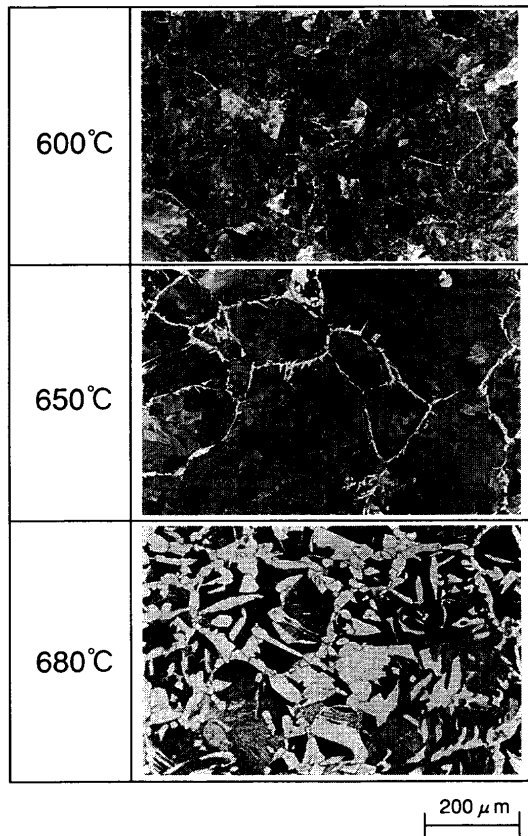


Fig. 4. Optical microstructures of Steel A isothermally transformed at 600, 650, 680°C.

が認められた。従って、パーライトの変態率を求めるには初析フェライトとパーライト変態開始の分離が必要であるが、Fig. 3の結果からは、600°C, 650°Cのものは変態初期におけるフェライトからパーライトへの反応の変化は連続的で、明確なKineticsの変化は見られない。また、Fig. 4(a), (b)の初析フェライトの面積率は、600°Cで0.3%、650°Cでも3%と十分に小さいことから、得られた変態率はパーライト変態のものであると考えられる。一方、Fig. 3の680°Cの関係に見られるようにパーライト変態が進行すると傾きが小さくなる場合があるが、変態率の時間変化がこのような変化を示す試料は、いずれもFig. 4の680°Cの組織のように変態終了後の初析フェライトの面積率が大きくなっていった。これは、温度あるいは組成によってα相の等温変態領域に入った試料であり、初析フェライトが成長し、途中からパーライト変態が生じたものであると考えられる。Fig. 3の680°Cの関係において変態後半のパーライト変態の傾きが小さくなるのは、初析フェライト変態が進行したために、サーメックマスターで膨張曲線を測定するのにもととなるγ相の体積が減少したためである。

各試験片についてFig. 3と同様の図を作成し、直線の傾きより n を求め、 Y 切片より G を求めた。Table 2に用いた供試材の各温度におけるパラメータ G および指数 n の値をまとめて示す。なお、A鋼の680°Cのように初析フェライトの成長が見られ膨張曲線が屈折している場合は、前述

Table 2. Observed values of n and G in Eq. (2) for pearlite transformation rate.

Steels	n			G		
	600°C	650°C	680°C	600°C	650°C	680°C
A	1.8	1.9	*	3.03×10^{-2}	4.00×10^{-3}	*
B	2.5	2.8	3.0	3.65×10^{-3}	4.32×10^{-6}	7.53×10^{-8}
C	2.6	3.0	3.0	1.33×10^{-5}	7.40×10^{-7}	2.69×10^{-7}
D	1.9	*	*	1.40×10^{-2}	*	*
E	2.0	*	*	3.01×10^{-4}	*	*

のように膨張曲線からパーライト変態の変態率を求めるのは困難であるため、 G および n の支配因子を求める検討からは除外した。それらは、Table 2の*印で示した。

4. 考察

4.1 パーライト変態における指数 n の変態温度および組成依存性

まず、(2)式の指数 n の支配因子について検討した。Table 2より、0.4 mass% C鋼の指数 n はいずれも2~3になり、Crを添加した場合は3でそれ以外は $n=2$ である。Cahnら¹³⁾は粒界核生成型速度論に関して、変態の進行を表す式を変態機構や核生成場所で分類している。さらに、梅本らは、パーライトの等温変態速度式をAvrami型の式で表現した場合の時間指数 n を、Cahnらの理論に基づいて分類し、変態がいわゆるNucleation and Growthで進行する場合は核生成場所にかかわらず $n=4$ で変態が進むが、Site saturationで進行する場合は核生成場所により $n=1, 2, 3$ と変化するとしている¹⁴⁾。この分類に従えば、本実験で得られた n の値はいずれもSite saturationが支配的であると推測される。

もっとも、Avramiの式はあくまでも実験データを解析して、主として変態相の形状を分析するものであり、必ずしも変態挙動の本質を記述するものではない。しかし、例えばJohnson-Mehlの式に代表されるようなランダムな核生成が起こっている場合は、 n は4であることが知られており、それに対して、 $n=1\sim3$ のものは核形成機構がランダムではないと言える。従って、今回得られた n 値は、本実験の変態率の時間変化が不均一核形成で変態が進行していることを示唆するものである。また、(2)式の G は変態初期の核生成頻度、安定核形状の幾何学パラメータおよび成長速度に関する項を含んでおり、パーライト変態の反応速度に依存するところが大きいので、以後、 G を変態速度定数と呼ぶことにする。

Fig. 5に指数 n と過冷度の関係を示す。ここではThermoCalcで求めた A_1 変態点からの過冷度(T_1-T)と、初析フェライト変態が先行することを考慮して同様に計算で求めた A_3 変態点からの過冷度(T_3-T)を用いたが、 A_1 変態点から

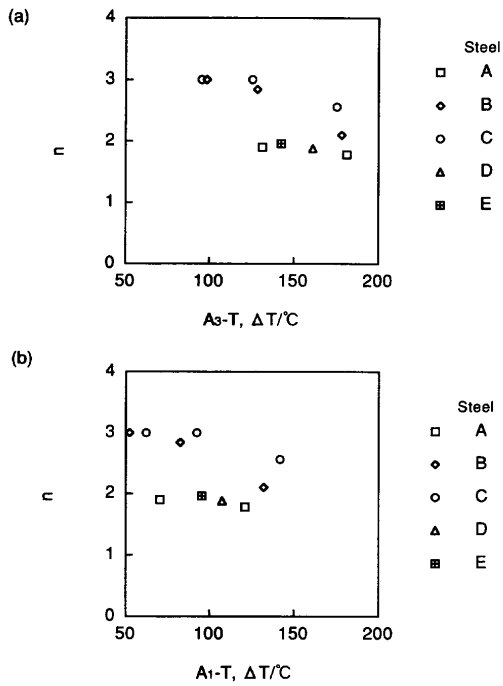


Fig. 5. Relationship between the degree of supercooling from A_3 (a) and A_1 (b) and the values of n in Eq. (2) for pearlite growth.

の過冷度の方が少しばらつきが大きくなるものの傾向は変わらず、0.4 mass% C鋼およびNiを添加した場合は指数 n は温度によらない。また、いずれも添加量には依存しないことがわかった。

Crを添加した場合は n が大きくなるが、後述のように、Cr添加鋼は共析点が低炭素側にずれて、 A_{cm} 線と A_3 線に囲まれたパーライト変態の起きる領域が低炭素濃度側に広がったためと思われる。

4・2 変態速度定数 G の支配因子

4・2・1 過冷度および拡散係数の影響

次に、変態速度定数 G について過冷度との相関を調べた。結果を Fig. 6(a), (b) に示すが、変態速度定数 G と過冷度の関係は合金元素、添加量によって3つのグループに分類されることがわかった。すなわち、添加元素や量、温度によって変態速度が変化し、Niが1 mass%添加されたD鋼はベース成分のA鋼と同等の変態速度定数であるが、Cr=0.5 mass% およびNi=2 mass% 添加鋼であるB, E鋼は G の値が小さくなり、Cr=1 mass% 添加されたC鋼は、さらに小さくなる。これらの合金元素により変態が遅くなる傾向は、共析鋼のパーライト成長の見解¹⁾と一致する。ここで、 A_3 変態点からの過冷度 (T_3-T) と A_1 変態点からの過冷度 (T_1-T) を比較しても、指数 n の場合と同様に両者には差がないので、以降、過冷度は一般的に用いられる A_1 変態点からの過冷度で評価することとした。

また、(1)式より、成長速度は γ 相中のCの拡散係数と関係があると考えられるので、拡散係数の影響を除去する意味で G の値を γ 中のCの拡散係数で割った値を用いた

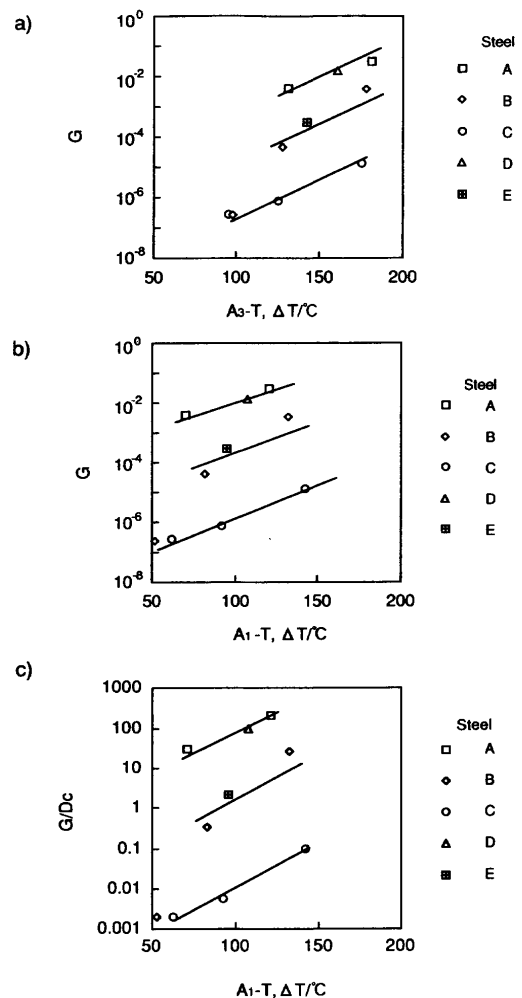


Fig. 6. Relationship between the degree of supercooling and the pearlite transformation rate constant G and G/D . D is the volume diffusion coefficient of C in austenite phase.

が、Fig. 6(c) のようにほとんど変化しなかった。この時の拡散係数 D は、B. Jonsson によって報告されている Fe-Cr-C, Fe-Ni-C の各変態温度における γ 相中のCの体拡散係数¹⁵⁾を用いたが、 γ 相中のCの拡散係数の変化は合金元素よりもむしろ炭素量や温度の影響が大きく、本実験の添加量の範囲では合金元素の種類や量によってほとんど変わらないために、影響が小さかったと考えられる。

4・2・2 成長速度式を構成する各冶金因子の影響

次に、Fig. 7 の Fe-C 2元系の自由エネルギー組成図の模式図に示したような、パーライト変態の駆動力 ΔG_p を Thermo-Calc で求め、過冷度および変態速度定数との関係を調べた。結果を Fig. 8 に示す。パーライト変態の駆動力は過冷度と相関があるが、変態速度定数に対しては試料によって相関が異なり、Fig. 6 と同様に3つのグループに分類されることがわかった。同様に $\gamma+\alpha$ 2相領域からの θ 相の析出駆動力や γ 相からの α 相の変態の駆動力も計算で求めたが、いずれも過冷度に対しては相関を示すが、変態速度定数 G とは相関が得られない。また、パーライト変態は、(1)式のように Fig. 1 のパーライト前方の界面における炭

素濃度の分配に依存すると考えられるので、Thermo-Calcにより $(C_e^{\alpha\gamma} - C_e^{\gamma\theta}) / (C^\theta - C^\alpha)$ を求めて過冷度、変態速度定数 G との相関を調べた。結果を Fig. 9 に示すが、これらも Fig. 8 の結果と同様に過冷度に対してはよい直線性が得られるが、変態速度定数 G とは試料により相関が変化することがわかった。

これまでの議論は、従来の共析鋼におけるパーライト変態の研究の内容に沿ったものであり、中炭素鋼を用いた今回の結果も過冷度の影響や合金元素の変態遅延効果については共析鋼のものと同傾向が一致している。しかし、中炭素鋼は共析鋼と異なり共析反応に必要な炭素量の不足を補うために $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が先行しなければならず、パーライト変態といえども $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の影響が大きくなると予想される。そこで、 γ 単相領域から過冷した場合の γ 相の自由エネルギー $GM(\gamma, C^\gamma)$ とパーライト変態後の α 相の自由エネルギー $GM(\alpha, C^\alpha)$ の差 ΔGM を Thermo-Calc を用いて求めた。Fig. 10 に ΔGM と G の相関を示すが、ばらつきはあるものの、これまでの3つのグループに分類されていたものが、組成、温度の影響が小さくなり、すべての G について同一の直線で近似できることがわかった。ここで用いた自由エネルギー差は、Fig. 7 の自由エネルギー-組成図において

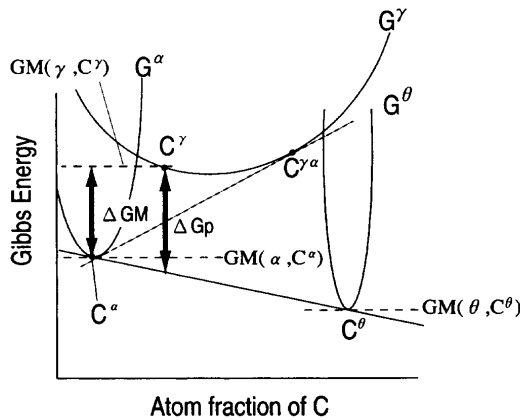


Fig. 7. Schematic illustration of Gibbs free energy of Fe-C binary system.

ΔGM で示した量であり、これは過冷状態の γ 相から生成するパーライトの α 相の変態の駆動力に相当すると考えられる。

一方、Fig. 1(b) のパーライト前方における α/γ 相間の自由エネルギーの差： $GM(\alpha, C^\alpha) - GM(\gamma, C^\gamma)$ と過冷度および変態速度定数 G との関係を Fig. 11 に示すが、これらは Fig. 6~Fig. 9 の結果と同様に、過冷度には依存するが変態速度定数とは相関がない。さらに、生成するセメンタイト相と母相との自由エネルギー差： $GM(Cem, C^{Cem}) - GM(\gamma, C^\gamma)$ も Fig. 12 のように変態速度定数 G を一義的に決定しなかった。

すなわち、Fig. 7 における ΔGM は α/γ 界面の差ではなく $\gamma \rightarrow \alpha + \theta$ の共析反応による母相 γ と生成相 α の自由エネルギー

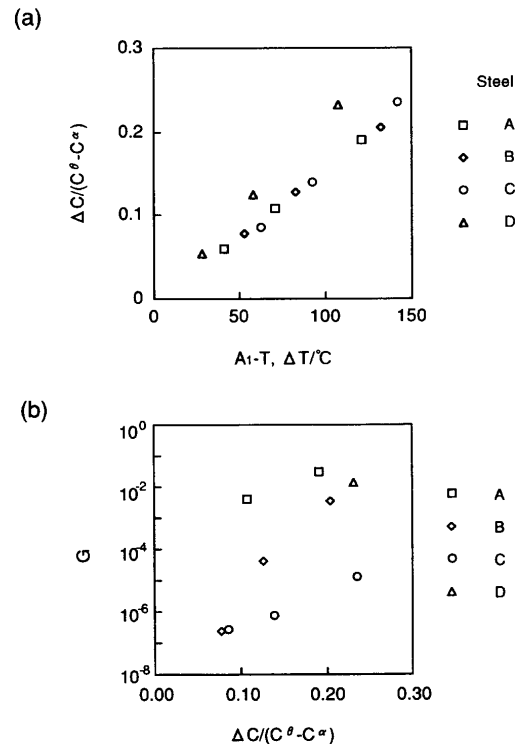


Fig. 9. Relationship between $(C_e^{\alpha\gamma} - C_e^{\gamma\theta}) / (C^\theta - C^\alpha)$ in Eq. (1) and the degree of supercooling and G .

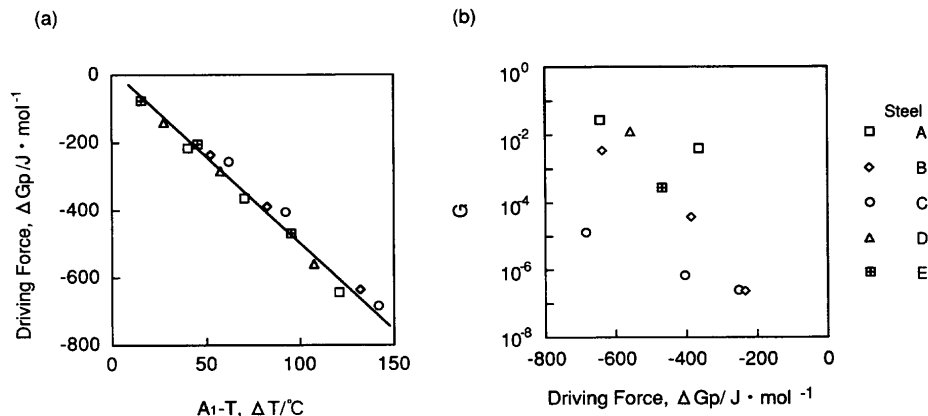


Fig. 8. Relationship between driving forces for pearlite formation and (a) the degree of supercooling and (b) pearlite transformation rate constant G .

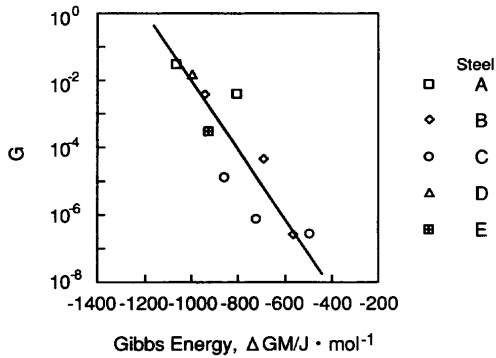


Fig. 10. Relationship between pearlite transformation rate constant G and gibbs energy difference of ferrite phase and supercooling gamma phase.

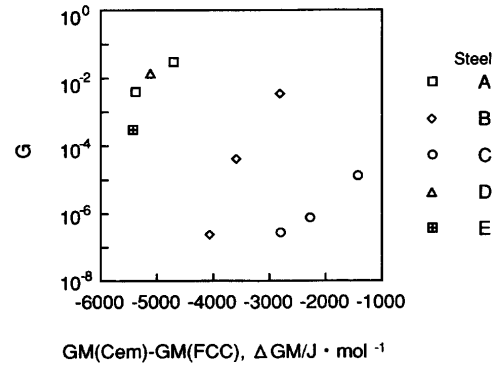


Fig. 12. Relationship between pearlite transformation rate constant G and Gibbs energy difference of cementite phase and supercooling gamma phase.

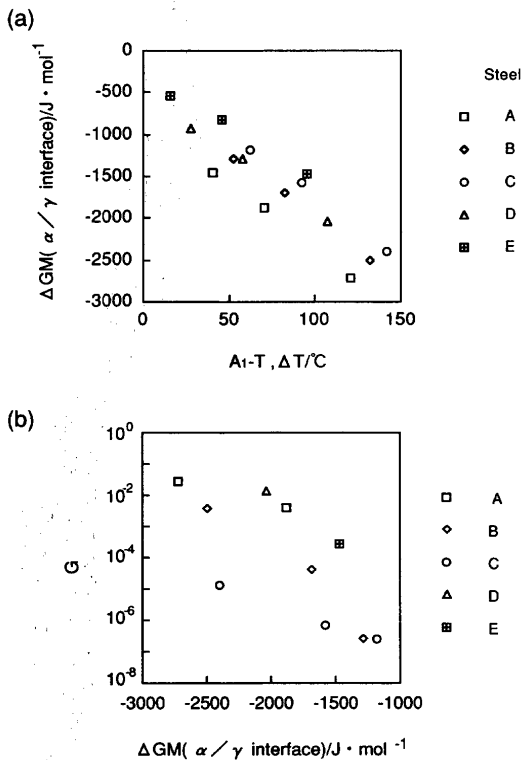


Fig. 11. Relationship between pearlite transformation rate constant G and Gibbs energy difference of ferrite phase and gamma phase at interface of pearlite growth front.

ギーの差であり、(2)式のパーライト変態速度定数 G は生成する α 相の自由エネルギーに依存すると考えられる。

4.3 パーライト変態速度に及ぼす合金元素の影響

前述のように、亜共析鋼では、旧 γ 粒界上に初析フェライトが生成し、 γ 相中にCが濃縮されて共析反応が生じるようになるので、 α 相の安定性すなわち析出しやすさがAvramiプロットのY切片： $\ln(G)$ に大きく影響すると推測される。ただし、本実験では、組織観察によると初析フェライトの体積膨張は非常に小さいので、サーメックマスターで測定される膨張曲線には初析フェライトの影響は現れない。すなわち、膨張曲線から求めた(2)式の定数 G は、初析フェライトの成長がわずかであるために膨張曲線

には直接その影響は現れないが、初析フェライトとパーライトの核生成・成長速度を含む項であると考えられる。しかも、詳細には検討していないが変態後の組織のフェライト変態率が小さいことから察すると、 γ /パーライト界面では、 γ 相からの初析フェライト生成が、新たに核生成・成長するよりもラメラフェライト前方にエピタキシャル的に成長する方が容易であるために、ラメラフェライトの成長がいわゆる初析フェライトの役割を担っていると考えられ、いずれにおいても、 γ 相から生成する α 相の安定性がパーライトの成長速度を律速すると思われる。

では、それが合金元素によらず一義的に決まることについては、以下のように考える。

一般に、パーライトの成長過程は界面拡散と界面移動の複合型過程で、パーライト成長速度は合金元素に著しく影響され、界面における炭素の拡散のみならず、 γ /パーライト界面の移動速度および生成相の安定性で決まる¹¹⁾と考えられている。従って、Cr, Moのような炭化物を安定にする元素と、Mn, Niのような γ 相を安定にする元素を添加した場合には、変態の遅延の機構が異なると推察される。

Fig.13にThermo-Calcで計算した(a)Fe-C:A鋼,(b)Fe-1mass%Ni-C:D鋼,(c)Fe-1mass%Cr-C:C鋼の共析点近傍の計算状態図を示す。計算は、パーライト変態を前提として、炭化物はセメントイトのみ考慮した。

まず、(b)のNiを添加した場合には、(a)と比較すると A_1 変態点が低下していることがわかるが、富樫らの報告¹¹⁾によれば、 γ /パーライト界面の移動速度へのNiの影響は小さいと見積もられているので、Ni添加鋼のパーライト変態は、 A_1 変態点が低下することによって過冷度が小さくなり変態が遅延するが、基本的にはFe-Cと同様の変態挙動を示すと思われる。すなわち、本実験で求めたNi添加鋼のAvramiプロットで整理された定数 n, G は、 n の値はFe-CのA鋼のものと同じであり、 A_1 変態点の低下の影響は γ/α 相の自由エネルギー差 ΔGM と同義であるので、 ΔGM によって変態速度定数 G をA鋼と同様に扱ったと考

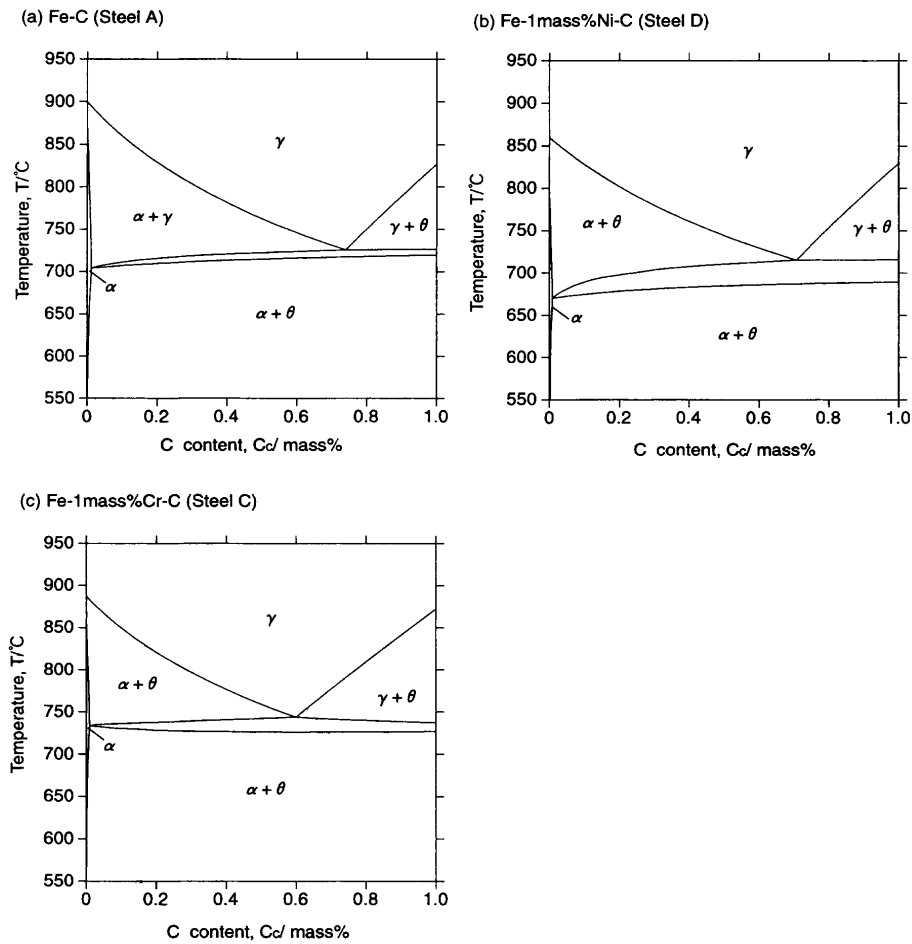


Fig. 13. Calculated phase diagrams of (a) Fe-C, (b) Fe-1.0mass%Ni-C, and (c) Fe-1.0mass%Cr-C.

える。

それに対して、Fig.13(c)のCrを添加した場合は、共析点が低炭素側かつ高温に移行するので低い炭素濃度でも共析反応が生じるようになる。これは、Cr添加によりセメント相の自由エネルギーが低下するためであるが、共析温度が上昇することは過冷度を大きくすることになるので、パーライト変態は促進されると予想される。以上の効果は、本実験においてはnが増加したことにより単位時間あたりの変態率変化が大きくなったことに発現したと考えられるが、実際に実験で得られるパーライト成長速度は、逆に遅くなっている。富樫らは、Moによる成長速度の遅延は、 γ /パーライト界面におけるdrag的效果によるものと提案し、Crも同様に界面の移動速度が低下すると述べている¹¹⁾が、Crのパーライト遅延の真の要因は全く明らかにはなっていない。

しかし、Fig.10の相関によれば、 ΔGM を用いてCr添加鋼の変態速度定数GをA鋼と同様に扱うことができる。これは、Cr添加鋼では共析点が低炭素側へシフトし、同時に $\alpha+\gamma$ 相領域の幅を狭くするので、両相の自由エネルギー差、すなわち ΔGM の値は小さくなり、これまでのGと ΔGM の関係と同じ傾向になるためではないかと推察する。もっとも、現状では、富樫らが提案する界面の移動速

度の影響が定数Gまたはnにどのように関係するかは不明であるので、 ΔGM が一義的に変態速度変数Gを決定できるか、あるいはCr添加によるパーライト変態の遅延の要因に関してはさらに詳細に考察する必要がある。しかしながら、 ΔGM のような簡単なパラメータでパーライト成長速度が予測できるのは、非常に有効である。

以上の議論より、亜共析鋼の場合は、パーライト成長速度に及ぼす γ から生成する α 相の安定性の影響が非常に大きいと予想されるが、共析鋼では(1)式に示されるように成長速度はラメラ間隔にも依存するので、亜共析鋼におけるラメラ間隔について考察した。

共析鋼におけるパーライト変態は、Fig.14に示すように γ /パーライト界面の炭素濃度が同一組成であるために、生成するパーライト相の組成も一定で(図中●印)、変態速度やラメラ間隔も一定と考えられている。一方、亜共析鋼の場合は、前述のように初析フェライトの増加とともに γ 相側へのCの濃化が生じ、濃化した γ 相で一部共析反応が生じる場合もあり、これらの同時進行でパーライト相が成長していく。従って、亜共析鋼の場合は、ラメラ間隔がFig.14の○印の間のいずれかにある γ /パーライト界面のC濃度に依存するので、前述の共析鋼における前提とは当然異なると考えられる。すなわち、ラメラ間隔が一

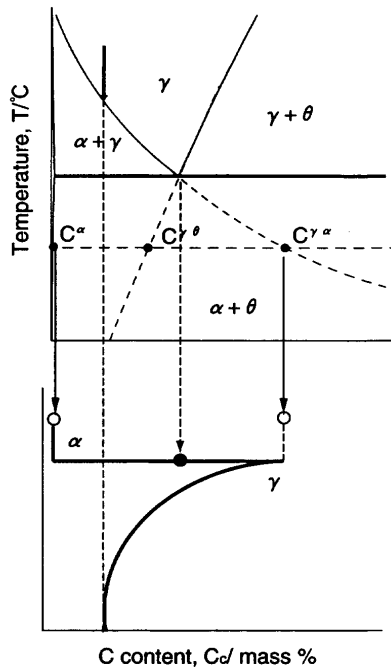


Fig. 14. Schematic illustration of the austenite/pearlite interface. Portion of Fe-C phase diagram and carbon profile at pearlite growth front.

定にならない。

このような場合では、場所によってパーライト成長速度は異なると考えられるが、変態速度係数 G が膨張曲線から求めた定数で、マクロ的な成長速度を意味するために、共析鋼で用いられた (1) 式のような界面における駆動力よりも、母相 γ と生成する α 相との自由エネルギー差というマクロな値が相関を持ったと思われる。

5. 結言

0.4 mass% C鋼のパーライト変態を Avrami 型の式で整理し、その変態速度に依存するパラメータ G の律速因子を検討した結果、以下のことが明らかになった。

(1) 0.4 mass% C鋼のパーライト変態の時間指数 n は 2 で、Cr 添加鋼については 3 になる。従って、変態率の時間

変化は不均一核形成で進行していると思われる。

(2) パーライト変態速度定数 G は、 A_1 変態点からの過冷度、パーライト析出駆動力、C の分配に律速されない。

(3) パーライト変態速度定数は過冷した γ 相の自由エネルギーとパーライト変態で生成する α 相の自由エネルギー差に依存する。この自由エネルギーの差は、過冷状態にある γ 相からの α 相の変態の駆動力に相当し、生成する α 相の成長がパーライト変態の変態速度を支配すると考えられる。

(4) 上記関係を用いれば、合金元素や変態温度によらず α 相の安定性でパーライト変態速度定数 G を予想することが可能である。

特に (4) は、合金元素や温度に関係なく、Thermo-Calc で計算される自由エネルギー差からパーライト変態の変態速度が予想できることを示唆するものであり、熱力平衡計算の応用例としても発展できるとと思われる。

文 献

- 1) N.Ridley: Phase Transformations in Ferrous Alloys, ed. by A.R.Marder and G.I.Goldstein, TMS-AIME, Warrendale, (1984), 201.
- 2) M.P.Puls and J.S.Kirkaldy: *Metall. Trans.*, **3** (1972), 2777.
- 3) M.Hillert: Chemical Metallurgy of Iron and Steel, Iron and Steel Institute, London, (1973), 241.
- 4) S.Denis, E.Gautier, S.Sjostrom and A.Simon: *Acta Metall.*, **35** (1987), 1621.
- 5) M.Munirajulu, B.K.Dhindaw, A.Biswas and A.Roy: *ISIJ Int.*, **34** (1994), 355.
- 6) C.Zener: *Trans. AIME*, **167** (1946), 550.
- 7) M.Hillert: *Jernkontorets Ann.*, **141** (1957), 757.
- 8) M.Hillert: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V.F.Zackay and H.I.Aaronson, Interscience Publishers, N.Y., (1962), 197.
- 9) M.Suehiro, T.Senuma, H.Yada, G.Matsumura and T.Ariyoshi: *Testu-to-Hagané*, **73** (1987), 1026.
- 10) F.Togashi and T.Nishizawa: *J. Jpn. Inst. Met.*, **40** (1976), 12.
- 11) F.Togashi and T.Nishizawa: *J. Jpn. Inst. Met.*, **40** (1976), 691.
- 12) B.Jansson, M.Schalín, M.Selleby and B.Sundman: Computer Software in Chemical and Extractive Metallurgy, ed. by C.W.Bale and G.A.Irons, The Met. Soc. of CIM, Quebec, (1993), 57.
- 13) J.W.Cahn: *Acta Metall.*, **4** (1956), 449.
- 14) M.Umemoto and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 383.
- 15) B.Jonsson: *Z. Metallkd.*, **85** (1994), 502.