

論 文

低炭素普通鋼の冷却中の変態進行の定式化

末広 正芳*・瀬沼 武秀*²・矢田 浩*³
松村 義一*⁴・有吉 敏彦*⁵

A Kinetic Model for Phase Transformations of Low Carbon Steels during Continuous Cooling

Masayoshi SUEHIRO, Takehide SENUMA, Hiroshi YADA,
Yoshikazu MATSUMURA and Toshihiko ARIYOSHI

Synopsis:

A calculation model for predicting the progress of transformations of low carbon steels during continuous cooling and the microstructure after cooling has been developed. In this model, the progress of transformations is assumed as follows. The transformation from austenite to ferrite starts at the equilibrium temperature, A_{e3} . The ferrite transformation follows 'nucleation and growth' model at the early stage and then follows 'site saturation' model at the later stage. The carbon content of the untransformed austenite increases with the progress of ferrite transformation. The pearlite transformation starts when the carbon content of the austenite reaches the extrapolated A_{cm} line in the equilibrium diagram. The bainite transformation starts when the temperature reaches the bainite-start temperature, B_s , which is experimentally determined. Besides, the effect of chemical composition on the transformation kinetics are taken into consideration by using the theoretically calculated nucleation rate and growth rate.

Excellent agreements are obtained between the calculated and experimental results for the effect of compositions (C, Mn, Si) on the transformation kinetics, the continuous cooling transformation diagrams and the microstructure after cooling.

Key words: phase transformation ; low carbon steel ; cooling ; mathematical model.

1. 緒 言

再結晶、変態などの基本冶金現象の理解と定式化が進み、コンピューターモデリングが容易にできるようになったことにより、近年鋼材の組織予測や材質予測が可能となってきた¹⁾²⁾。最近では熱間圧延材に関し、その製造条件から最終的な組織を求め、これをもとに材質を予測する技術が注目を集めている³⁾。この技術では最終組織の定量的予測が重要となるため、鋼材の製造工程で生じる冶金現象を可能なかぎり正確に記述したモデルの開発が不可欠となる。この組織予測モデルのなかで、変態組織の予測は材質を直接決定するため最も重要である。

また、変態進行の予測は鋼の冷却時の温度変化および形状変化の計算にも不可欠である。

冷却中の拡散変態の進行を定式化する研究はこれまでもいくつかみられるが^{4)~7)}、これらはいずれも変態率 X が時間 t に対し

$$X = 1 - \exp(-kt^n) \dots\dots\dots (1)$$

と表される AVRAMI の式を基本とし、定数 k , n を等温変態曲線から決定する。この方法を低炭素鋼に適用する場合以下の問題点がある。低炭素鋼では変態の開始・進行が速く正確な等温変態曲線の測定が困難である。また、この方法では鋼種ごとに式 (1) の定数 k , n を実験的に決定する必要がある。

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 7 月 25 日受付 (Received July 25, 1986)

* 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*² 新日本製鉄(株)薄板研究センター東田分室 Dr. Ing. (Sheet & Coil Research Lab. Stationed at Higashida, Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)薄板研究センター東田分室 工博 (Sheet & Coil Research Lab. Stationed at Higashida, Nippon Steel Corp.)

*⁴ 新日本製鉄(株)薄板研究センター東田分室 (現:新日本製鉄(株)名古屋技術研究部) (Sheet & Coil Research Lab. Stationed at Higashida, Now Nagoya R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

*⁵ 新日本製鉄(株)熱工学研究センター (Heat Technology Lab., Nippon Steel Corp.)

ところで、 k は核生成速度や成長速度に依存する係数である。近年、核生成速度や成長速度に関する理論的、実験的研究が進み、特に成長速度については拡散方程式を解いた理論式が提出され、実験ともかなりよい一致が得られている⁸⁾。しかし、全体の変態進行に対しこれらの理論式を用いて計算した例はみられない。

そこで本研究では、実験および理論的考察をもとにこれらの問題点を解決し、汎用的な低炭素普通鋼の連続冷却中の変態進行予測モデルを開発することを試みた。

2. 変態進行挙動の基本式

2.1 変態進行式

変態進行を表す式を時間を含む式で表した場合この時間は等温変態の時間であるため、実験から係数を決定するには等温変態曲線を用いる必要がある。しかし、低炭素鋼では正確な等温変態曲線の実測が難しく係数の決定が困難である。そこで本研究では、連続冷却変態曲線から係数が決定できるように、変態進行を表す式を時間を含まない式で書き表すことを試みた。

CAHN⁹⁾によると核生成サイトがオーステナイト粒界であり、核生成速度および成長速度が一定の時ある時刻 t での変態率 X は、変態が核生成・成長で進行する場合には

$$X = 1 - \exp[-(\pi/3)ISG^3t^4] \dots\dots\dots (2)$$

と表され、成長だけで進行する場合には

$$X = 1 - \exp(-2SGt) \dots\dots\dots (3)$$

と表される。ここで I は単位面積当たりの核生成速度、 S は単位体積当たりの粒界面積、 G は成長速度である。式 (2) を時間で微分すると

$$\frac{dX}{dt} = \frac{4\pi}{3} ISG^3 t^3 (1-X) \dots\dots\dots (4)$$

となる。式 (2) を用い式 (4) の時間 t を消去すると

$$\frac{dX}{dt} = 4 \left(\frac{\pi}{3} \right)^{1/4} (IS)^{1/4} G^{3/4} \left(\ln \frac{1}{1-X} \right)^{3/4} (1-X) \dots\dots\dots (5)$$

が得られる。また式 (3) からは

$$\frac{dX}{dt} = 2SG(1-X) \dots\dots\dots (6)$$

が得られる。式 (5) は式 (2) を用い時間 t を消去しているため厳密にはある一定温度で核生成速度、成長速度が一定で、冷却中の変態進行に対する加算性が成り立つ場合にしか適用できない。本報では核生成・成長による変態進行に対し加算性が成立つと仮定し式 (5) を用いた。一方、式 (6) はもともと時間の項を含まないため、本質的に冷却中の変態進行に対する加算性が成り立

つ式である。また式 (6) は、変態速度がある時点での成長速度および未変態量で決定されるという見方をすれば、成長速度が一定でない場合にも適用可能な式である。これらの式には時間の項が含まれていないため任意の冷却径路に対し変態進行の計算が可能で、最も実験容易な連続冷却実験から式中の諸パラメーターを決定することが可能となる。なお、式中の諸パラメーターは 2.5 で示す。

2.2 初析フェライト変態

オーステナイトからフェライトへの変態の核生成場所は主にオーステナイト粒界面であるため、その核生成は比較的初期に完了する。そこで本研究では、変態初期を核生成・成長として式 (5) で取り扱い、核生成サイトがすべてフェライト粒に覆われた後は成長だけとして式 (6) で取り扱うことにする。実際の計算では、両式で計算した変態進行速度が等しくなった時点で式 (5) から式 (6) へ移行すると考える。

また変態開始条件として、従来潜伏期の消費という考え方¹⁰⁾ が用いられていることが多いが、この考え方は理論的裏づけが明確ではない。そこで本研究では、変態開始条件を平衡変態点 Ae_3 とした。熱力学的に初析フェライト変態を考える場合、パラ平衡とオルソ平衡¹¹⁾ の二つの取扱いがある。パラ平衡は成長界面で C だけが分配する場合に相当し、オルソ平衡は Mn 等の置換型合金元素も分配される場合に相当する。置換型合金元素は拡散係数が小さいため Ae_3 直下では分配するが、温度が低下した場合には分配しない¹²⁾。本研究では、冷却が比較的速く変態温度が低くなる連続熱延工程を念頭に置いているため、すべてパラ平衡で計算される Ae_3 を用いた。なお、計算に際し C, Si, Mn などの影響を熱力学データ¹³⁾ を用い考慮した。ただし、Si に関する熱力学データは Ae_3 の実測値をうまく表現しなかつたため Ae_3 をうまく表現できるように修正して用いた。

次に式中で用いる核生成速度 I および成長速度 G に関して考える。古典核生成理論では、ある温度 T (絶対温度) での核生成速度 I は

$$I = N \beta^* Z \exp \left(- \frac{\Delta G^*}{kT} \right) \dots\dots\dots (7)$$

と表される¹⁴⁾。ここで、 N は核生成サイトの密度、 β^* は臨界核に固溶原子が到達する頻度、 Z は臨界核が成長せずに消滅することを考慮した Zeldovich 因子である。 ΔG^* は臨界核生成エネルギー、 k はボルツマン定数である。 Z および β^* はそれぞれ

$$Z = aT^{-1/2} \dots\dots\dots (8)$$

$$\beta^* = bD \dots\dots\dots (9)$$

と表される。ここで、 D は固溶原子の拡散係数、 a , b はそれぞれ界面エネルギー、最近接原子間距離に依存する係数である。また ΔG^* は

$$\Delta G^* = \frac{c\sigma^3}{\Delta G_v^2} \dots\dots\dots (10)$$

と表される。ここで、 σ は界面エネルギー、 ΔG_v はオーステナイトとフェライトの自由エネルギー差、 c は幾何学係数である。 ΔG_v は熱力学データから計算可能であるが、 σ に関しては 200 erg/cm² 程度¹⁵⁾ という報告はあるものの正確な値は知られていない。そこで本報では、核生成速度 I を

$$I = k_1 T^{-1/2} D \exp\left(-\frac{k_2}{RT\Delta G_v^2}\right) \dots\dots\dots (11)$$

と表し、 k_1 , k_2 を実験から求める。ここで R はガス定数である。なお前述したように ΔG_v は熱力学データから計算でき、成分が変化した場合に対応した計算が可能である。ここで ΔG_v の単位は cal/mol で与えた。また、オーステナイト中の C の拡散係数としては C 濃度の影響を考慮した KAUFMAN ら¹⁵⁾ による拡散係数

$$D(\text{cm}^2/\text{s}) = 0.5 \exp(-30C_\gamma) \exp\left(-\frac{Q_D}{RT}\right) \dots\dots\dots (12)$$

$$Q_D(\text{cal/mol}) = 38\,300 - 1.9 \times 10^5 C_\gamma + 5.5 \times 10^5 C_\gamma^2 \dots\dots\dots (13)$$

を用いた。ここで C_γ はオーステナイト中の C 濃度 (単位はモル分率) である。本報ではオーステナイト中の C の拡散係数が他にも使用されるが、すべてこの拡散係数を用いた。

成長速度としては、フェライトおよびパーライトの成長を取り扱った ZENER-HILLERT の式¹⁶⁾¹⁷⁾ を用いた。この式では成長速度 G は

$$G = \frac{1}{2r} D \frac{C_{\gamma\alpha} - C_\gamma}{C_\gamma - C_\alpha} \dots\dots\dots (14)$$

と表される。ここで、 r は成長端の曲率半径、 D は拡散係数である。また、 $C_{\gamma\alpha}$ は界面でのオーステナイト中の C 濃度、 C_γ は界面から離れた位置でのオーステナイト中の C 濃度、 C_α はフェライト中の C 濃度である。なお本報では成長速度の単位は cm/s とした。この式は変態生成物の成長がオーステナイト中の C の拡散に律速されていることに基づいた式であり、針状フェライトの長さ方向の成長速度を表すために導かれた式である。また、この式は初析フェライトからベイナイトまでの成長速度をよく説明することが報告されている¹⁵⁾。なお本報では、成長速度の計算は KAUFMAN ら¹⁵⁾ の方法に従い、Fe-C 系のオーステナイト/フェライト間の自由エネ

ギー差から r , $C_{\gamma\alpha}$ を決定した。従つて、成長速度に及ぼす C 量の影響は実験的に考慮する必要はない。本研究では、さらに Mn, Si の影響も考慮可能とするため、Mn, Si 添加による純鉄の自由エネルギーの変化を熱力学データを用い考慮した。

また、フェライト変態が進行すると、フェライト中の C の固溶限が小さいためオーステナイト中の C 量が増加する。オーステナイト中の C 量の変化に伴う成長速度の変化に関しても、オーステナイト中の C 量 C_γ を

$$C_\gamma = \frac{C_0 - X_F C_\alpha}{1 - X_F} \dots\dots\dots (15)$$

として計算し、式 (14) に代入することで考慮できる。ここで、 C_0 は初期 C 量、 X_F はフェライト変態率、 C_α はフェライト中に固溶する C 量である。本モデルでは変態初期の核生成・成長による変態進行を式 (5)、核生成終了後を式 (6) で取り扱うが、式 (5) は成長速度一定の場合に適用されるべき式であり、フェライトの成長速度が変化する場合に適用することは矛盾すると思われる。しかし、ここでの成長速度の取扱いでは変態初期の成長速度の変化は小さく、変態初期の核生成・成長での変態進行に対して式 (5) を用いても大きな誤差は生じないと考えられる。

2.3 パーライト変態

低炭素鋼ではパーライト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りオーステナイト中に C が濃縮することで満たされ¹⁸⁾、あたかも潜伏期がなかつたかのように変態が開始する。また、低炭素鋼ではパーライト生成量は少なく、実験から変態進行の kinetics を決定することは困難である。そこで、パーライト変態の進行はその開始条件を与えれば成長だけで取り扱うことができると仮定した。

パーライト変態は Fig. 1 の斜線で示された領域で起きるとされている。そこで、パーライト変態の開始は式 (15) で計算されるオーステナイト中の C 量が A_{cm} に到達した時 (Fig. 2 中の点 C) と仮定した。

一方変態の進行に対しては、パーライト変態の核生成サイトがフェライト/オーステナイト界面であり、変態の進行は成長だけで取り扱うと仮定したことから、成長だけによる進行の式 (6) を用いる。ただし、粒界面積 S としてはフェライト変態開始前のオーステナイト粒界面積を用いる。また、成長速度としてオーステナイト中の C の拡散による式¹⁷⁾

$$G_P = \frac{k_P}{S_i} D (C_{\gamma\alpha} - C_{\gamma\beta}) \dots\dots\dots (16)$$

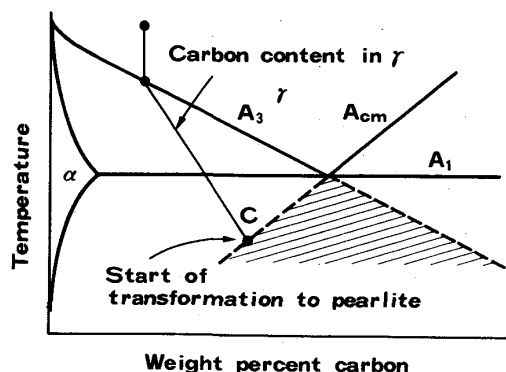


Fig. 1. Start of the transformation from austenite to pearlite.

を用いる。ここで、 S_l はラメラ間隔、 D はオーステナイト中でのCの拡散係数、 $C_{\gamma\alpha}$ はフェライト/オーステナイト界面でのオーステナイト中のC量、 $C_{\gamma\beta}$ はセメンタイト/オーステナイト界面でのオーステナイト中のC量、 k_p は定数である。前述のフェライトの場合と同様 $C_{\gamma\alpha}$ 、 $C_{\gamma\beta}$ を熱力学データを用い計算することによりパーライトの成長におよぼす成分の影響を考慮する。一方、ラメラ間隔は Ae_1 からの過冷度 ΔT の逆数に比例することが知られている¹⁶⁾。したがって式 (16) は

$$G_p = k_p \Delta T D (C_{\gamma\alpha} - C_{\gamma\beta}) \quad (17)$$

となる。また、パーライト変態は共析反応であるため変態進行中の母相の成分変動はない。したがって、オーステナイト中へのC濃縮は考慮しない。

2.4 ベイナイト変態

ベイナイト変態は核生成・成長で進行すると考えられているが、低炭素鋼では冷却速度が極端に速い場合（たとえば、初期オーステナイト粒径が $50 \mu\text{m}$ で 150°C/s 以上）を除きフェライト変態に引き続いて起こる。しかもその時の変態進行曲線には、フェライトとベイナイトの間の変曲点があり明瞭には見られない。このことは、ベイナイトの核生成サイトがベイナイト変態開始直後にすべて埋め尽くされていることを示すと考えられる。つまり、ベイナイト変態の進行はその開始条件を与えれば成長だけで取り扱うことができる。また、この時の核生成サイトは、冷却後の組織観察結果によればフェライト/オーステナイト界面と思われる。

ベイナイト変態は通常ある温度 B_s で開始すると言われている。この温度 B_s に関しては熱力学的に求まる値と実験値との間に良い一致が得られていない¹⁹⁾。これはベイナイト変態の機構が熱力学的に取り扱えるほど明確とはなっていないことや、低炭素鋼ではアシキュラー

フェライトとベイナイトとの区別が付きにくいことによるものと考えられる。本研究では、 B_s として等温変態後の組織写真から決定した

$$B_s(^{\circ}\text{C}) = 717.5 - 425C(\text{wt}\%)$$

$$- 42.5\text{Mn}(\text{wt}\%) \quad (18)$$

を用いた。なお実験には $0.05 \sim 0.15 \text{ wt}\% \text{C}$ 、 $0.5 \sim 1.5 \text{ wt}\% \text{Mn}$ 、 $0 \sim 1.0 \text{ wt}\% \text{Si}$ の鋼を用いた。また、ここではラス間隔が比較的小さい組織をベイナイトとした。

変態の進行に関しては式 (6) を用いるが、その成長速度としてフェライトと同様 ZENER-HILLERT の式を用いる。また、上部ベイナイトの成長に伴い部分的にC濃縮が生じるが、側方成長等でセメンタイトが析出し²⁰⁾、全体としては濃縮部が最後まで残らないと考えられる。一方下部ベイナイトでは生成したフェライト中にセメンタイトが析出し、オーステナイト中にはC濃縮は起こらないと考えられる。そこで本研究では、ベイナイト変態進行によるオーステナイトへのC濃縮は考慮しない。

2.5 モデル式のまとめ

前述したモデル式をまとめると次のようになる。フェライト、パーライト、ベイナイトそれぞれの変態率を X_F 、 X_P 、 X_B 、全変態率を X とすると、これらの変態進行速度は

$$\frac{dX_F}{dt} = 4 \left(\frac{\pi}{3} \right)^{1/4} (IS)^{1/4} G_F^{3/4} \left(\ln \frac{1}{1-X} \right)^{3/4} (1-X) \quad (19)$$

$$I = k_1 T^{-1/2} D \exp \left(- \frac{k_2}{RT \Delta G_v} \right) \quad (20)$$

$$G_F = \frac{1}{2r} D \frac{C_{\gamma\alpha} - C_{\gamma}}{C_{\gamma} - C_{\alpha}} \quad (21)$$

$$\frac{dX_F}{dt} = k_3 S G_F (1-X) \quad (22)$$

$$\frac{dX_P}{dt} = k_4 S G_P (1-X) \quad (23)$$

$$G_P = \Delta T D (C_{\gamma\alpha} - C_{\gamma\beta}) \quad (24)$$

$$\frac{dX_B}{dt} = k_5 S G_B (1-X) \quad (25)$$

$$G_B = G_F \quad (26)$$

と表される。本論文ではこれらの式を用い冷却中の変態進行を数値計算により求める。ここでそれぞれの式に係数 k を付けたのは、理論値と実測値の差を修正するためである。この係数の決定方法は次章で説明する。

3. モデル中の係数の検討

3.1 実験方法

真空溶解により $0.09\% \text{C}$ - $0.97\% \text{Mn}$ - $0.49\% \text{Si}$ -

0.022%P-0.01%S-0.016%Al-0.024%N を含有する鋼を溶製し、1250°C 加熱、950°C 仕上げの熱間圧延により 12 mm 厚とした後、4 mmφ×12 mm の丸棒状に切り出し試験片とした。係数 $k_1 \sim k_5$ の検討のための実験は、3 min で 950°C まで加熱しその温度で 5 min 保持した後 1~30°C/s の等速冷却により行つた。また加熱温度を 950~1250°C、冷却速度を 1.3°C/s とした実験により変態におよぼすオーステナイト粒径の影響を検討した。冷却中の変態進行の測定は膨張曲線から行い、冷却後の組織は 3% ナイタールで腐食し光学顕微鏡で観察した。各変態生成物の体積率は組織写真からポイントカウント法で測定した。また、加熱時のオーステナイト粒径は、高温から焼入れた試料をピクリン酸 5 g、スルホン酸ナトリウム 10 g、水 100 cc の液で腐食した後、光学顕微鏡で観察した。

一方、モデル式中の係数を決定するため、冷却中の温度-膨張曲線を 10 等分し、その間の平均温度および平均変態率に対する変態進行速度 dX/dt を求めた。

3.2 実験結果

実測の変態進行速度および計算で求まる成長速度から式中の係数 k を以下のように求めた。

フェライト変態初期 (変態率が 0.1~0.2) の変態進行は核生成・成長過程と考え、縦軸を $\ln[(dX/dt) \cdot T^{1/8} D^{-1/4} / \{4.046 G_F^{3/4} (\ln(1/(1-X)))^{3/4} (1-X)\}]$ 、横軸を $(4RT \Delta G_F^2)^{-1}$ として整理した結果が Fig. 2 である。この図から

$$k_2 (\text{cal}^3 / \text{mol}^3) = 1.305 \times 10^7 \quad \text{..... (27)}$$

が得られた。

Fig. 3 は変態率が 0.3 以上 (変態が成長だけで進行) の時の実測された種々の温度でのフェライト変態進行速度と式 (14) を用いた計算から得られる成長速度をもとに $k_3 S$ を求め、横軸を温度の逆数として整理した結果

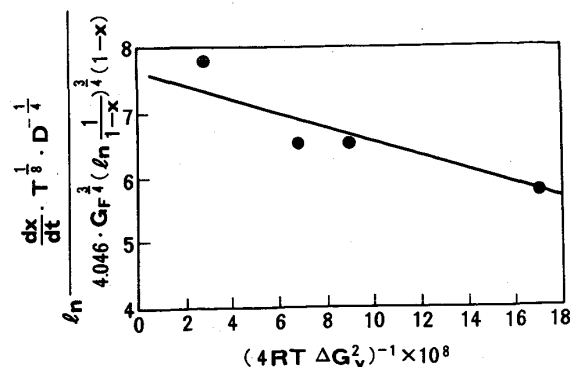


Fig. 2. Determination of k_2 . The slope represents the value of k_2 .

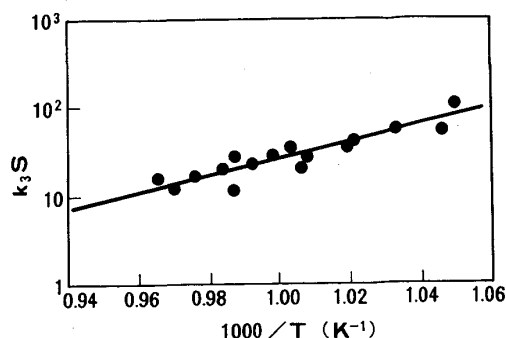


Fig. 3. Temperature dependence of $k_3 S$.

である。この図から $k_3 S$ は

$$k_3 S (\text{cm}^{-1}) = 1.675 \times 10^{-8} \exp(21100/T) \quad \text{..... (28)}$$

の温度依存性を持つことがわかる。

ベイナイト変態に関しても同様の方法により

$$k_5 S (\text{cm}^{-1}) = 1.278 \exp(3431.5/T) \quad \text{..... (29)}$$

が得られた。ただし温度-膨張曲線上でのフェライト変態とベイナイト変態の区別は、冷却後の組織からベイナイト体積率を測定することで行つた。なお、この時の成長速度の計算に用いる未変態オーステナイト中の C 量は、冷却後の試料から測定したフェライト率をもとに式 (15) を用いて推定した値を使用した。

$k_1 S$ の値は Fig. 3 から求めることができるが、Fig. 3 から求めた値を用い冷却中の変態進行を計算するとその変態進行の様子は実測と大きくずれる。これは変態率が 10~20% となる時の変態進行は核生成サイトが埋め尽くされた部分と埋め尽くされていない部分が混在しているためと考えられる。そこで、 $k_1 S$ は変態率が 10% となる温度の実測値と計算値が一致するように

$$k_1 S (\text{cm}^{-1}) = 1 \times 10^{15} \quad \text{..... (30)}$$

とした。

パーライト変態進行に関しては、用いた試料の C 量が 0.1% でありパーライト変態量が少なかったため、フェライトの場合と同様な方法で係数 $k_4 S$ を決定できなかった。そこで、 $k_4 S$ は等速冷却時の変態進行曲線が実測と一致するように

$$k_4 S (\text{cm}^{-1}) = 1.26 \times 10^{10} \quad \text{..... (31)}$$

とした。

次にオーステナイト粒径の影響について検討する。核生成サイトが埋め尽くされた後の変態進行に対しては、式中の核生成サイトの面積 S は変態前のオーステナイト粒径と考えられる。従つて

$$S = \frac{6}{d_\gamma} \quad \text{..... (32)}$$

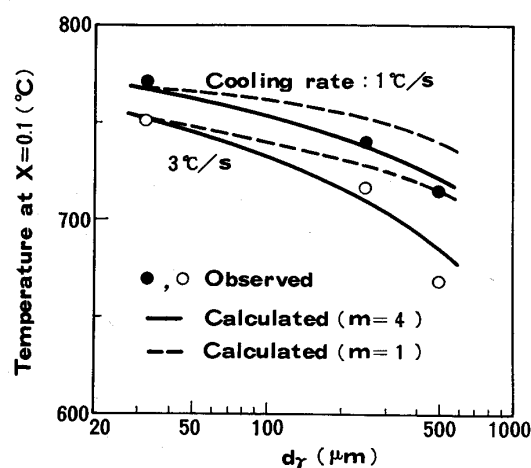


Fig. 4. Effect of an austenite grain size on the temperature when the fraction transformed reaches 0.1.

と表される。ここで、 d_γ は変態前のオーステナイト粒径 (cm) である。核生成・成長に関しても核生成サイトはオーステナイト粒界であることから、核生成サイトの面積 S は式 (32) と同一であると考えられる。ところが、核生成サイトの面積を式 (32) として変態進行の計算を行うとその実測値と計算値は一致せず、この時の粒径の影響は式 (19) の S を S_1 とし

$$S_1 = \frac{6}{d_\gamma^m} \dots\dots\dots (33)$$

と考え $m=4$ とすることで表された。Fig. 4 に 10% 変態温度の実測値と、式 (33) で $m=1$ および $m=4$ とした時の計算値の粒径依存性を示す。このように $m=4$ とした粒径の影響が表されることは、粒径が大きくなるに従い粒界の核生成サイトとしての働きが減少することを示している。この現象の原因として、粒径変化に伴う粒界単位面積あたりのレジ数の変化が考えられる。なお、式 (22), (23), (25) に対する S としては式 (32) を用いた。

4. モデルによる計算例および考察

4.1 変態進行に対する成分の影響

Fig. 5 に 10% 変態温度におよぼす成分の影響の計算結果および実測結果を示す。Fig. 5 (a) は C 量の影響、(b) は Si 量の影響、(c) は Mn 量の影響を示す。実測は 950°C でオーステナイト化後 5°C/s で冷却することにより行つた。またこの時のオーステナイト粒径は 40 μm であった。ここで検証した成分範囲では、実測値と計算値はよい一致を示す。

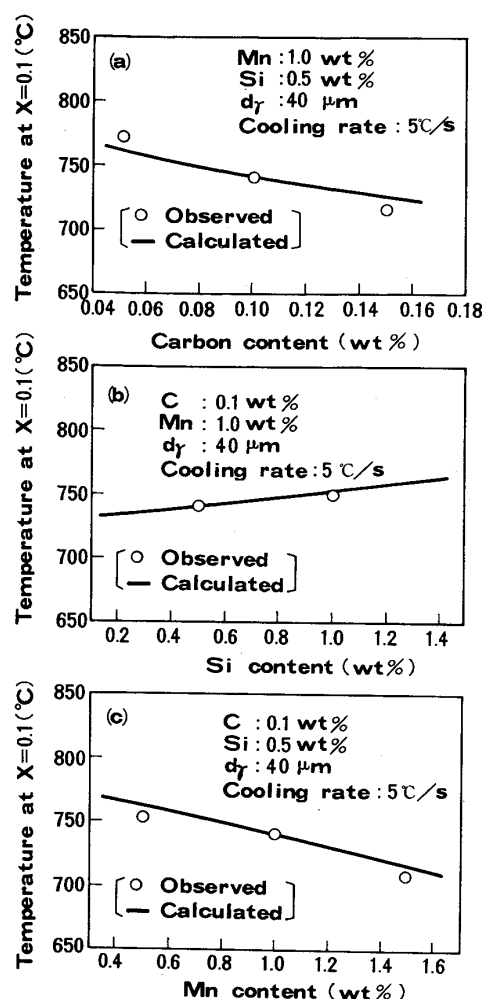


Fig. 5. Comparison between the calculated and observed effects of chemical compositions on the temperature when the fraction transformed reaches 0.1.

本モデルでは前述したように 1 鋼種から実験係数の決定を行い、成分の影響は熱力学データを用い核生成速度および成長速度の変化として取り扱った。このモデルで計算した値と実測値が一致することは、ここで検証した成分範囲の鋼種では合金元素による Dragg effect や Dragg-like effect が小さいことを示していると考えられる。合金元素がさらに多く添加された場合、あるいは Mo, Cr 添加鋼などのように TTT 図に深い Bay が存在するような鋼種ではこれらの点を考慮する必要があると思われる。

4.2 冷却中の変態進行および冷却後の組織

Fig. 6 は 0.15% C-0.5% Si-1.0% Mn 鋼の CCT 図を計算し実測の CCT 図と比較した結果である。図には変態が 10, 50, 90% 進行した時の温度を示したが、この図からかなり広い範囲のオーステナイト粒径に対し、

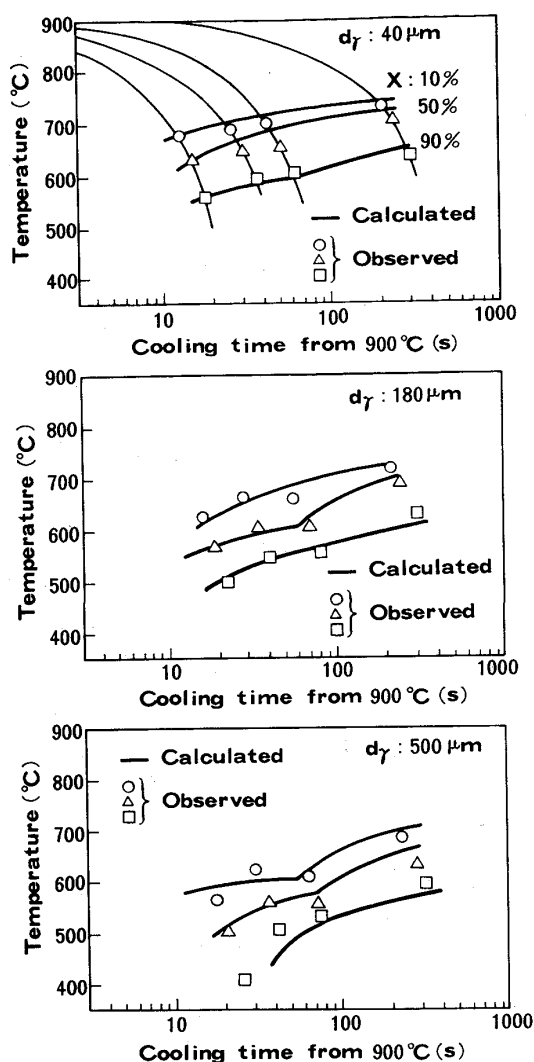
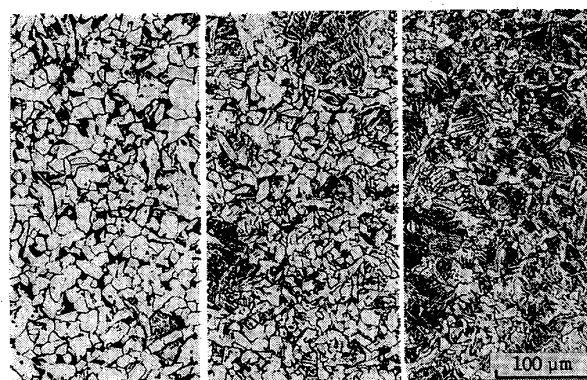


Fig. 6. Comparison between the calculated and observed CCT diagrams for different austenite grain sizes. Materials are 0.15%C-0.5%Si-1.0%Mn steels.

CCT 図の精度よい計算が可能なのがわかる。

Photo. 1 に 0.1%C-0.5%Si-1.5%Mn 鋼を 950°C に加熱後、3, 10, 30°C/s の冷速で冷却した試料の組織観察結果を示す。また Table 1 に Photo. 1 に示されたそれぞれの試料のフェライト率、パーライト率、ベイナイト率の実測値と計算値を示すが、両者はかなりよい一致を示す。

Fig. 7 は C:0.05~0.15 (%), Si:0.5 (%) Mn:0.5~1.5 (%) の鋼を 950~1250°C に加熱後 1~50°C/s の冷速で室温まで冷却した後の組織から、フェライト率、パーライト率、ベイナイト率を実測し、それぞれに対応した成分、加熱・冷却条件で計算した組織比率と比較した結果である。フェライト率、パーライト率、



a: 3°C/s b: 10°C/s c: 30°C/s

Photo. 1. Optical micrographs of steels cooled at different cooling rates. Materials are 0.1%C-0.5%Si-1.5%Mn steels. Austenitized temperature is 950°C.

Table 1. Comparison between the calculated and observed fraction of each phase. Materials correspond to those in Photo. 1.

		Fraction of ferrite	Fraction of pearlite	Fraction of bainite
a (3°C/s)	Observed	80.3	14.0	5.7
	Calculated	77.0	16.2	6.8
b (10°C/s)	Observed	66.3	7.2	26.5
	Calculated	63.8	9.7	26.5
c (30°C/s)	Observed	38.4	0.0	61.6
	Calculated	37.5	0.0	62.5

ベイナイト率とも計算値と実測値はよく一致する。

4.3 フェライトの成長速度の時間依存性

通常、フェライトアロトリオモルフの成長速度 G_F は $G_F \propto t^{-1/2}$ の時間依存性を持つことが知られている²¹⁾。本モデルでは成長速度として式 (14) で示される ZENER-HILLERT の式を用いたため、成長速度に対する時間依存性は含まれていないように思われる。しかし実際には、フェライト変態進行に伴いオーステナイト中へ C が濃縮すると考えているため、フェライト変態進行とともに成長速度は変化する。本モデルを用い成長速度の時間変化を計算すると、変態が 10% 程度進行した後はほぼ前述の時間依存性を示しており、本モデルの取扱いでフェライトの成長速度の変化は十分に表現されていると考えられる。

5. 結 言

低炭素普通鋼の冷却中の変態進行を以下の考え方をもとにモデル化した。

(1) 連続冷却実験から係数決定を可能とするため、

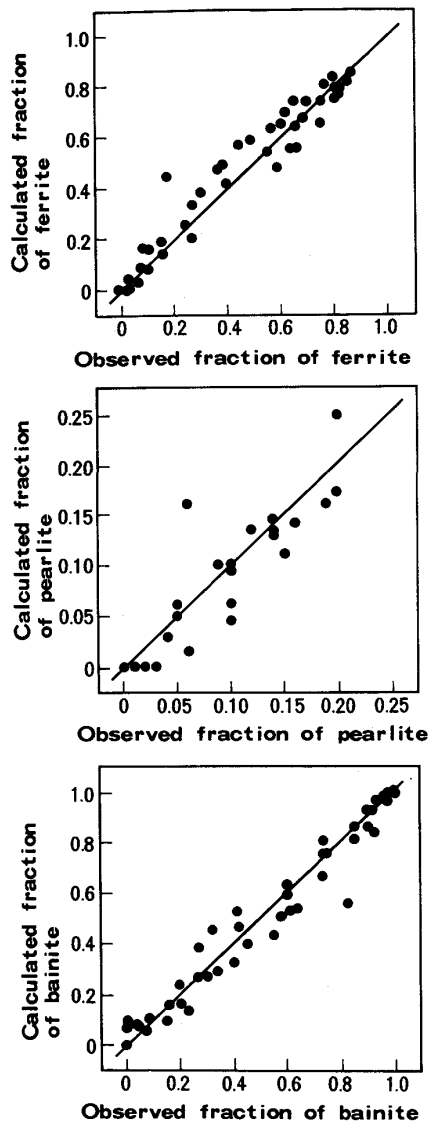


Fig. 7. Comparison between the calculated and observed fraction of each phase. Materials are 0.05~0.15%C-0.5%Si-0.5~1.5%Mn steels.

変態進行式を時間を含まない形とする。(2) フェライト変態は冷却中の温度が A_{e3} に到達した時に開始し、その進行は初期を核生成・成長で取り扱い、核生成サイト飽和後を成長だけで取り扱う。一方、核生成速度および成長速度として理論式を用い、式中の種々の値を熱力学データから計算することで変態進行におよぼす成分の影響を考慮する。さらに、変態進行に伴う未変態オーステナイト中へのCの濃縮を考慮する。(3) パーライト変態はオーステナイト中の固溶C量が A_{cm} に到達した時に開始し、その後の進行は成長だけで取り扱う。この

時、成長速度として理論式を用いる。(4) ベイナイト変態は冷却中の温度が実験で決定される B_s 温度に達した時に開始し、その後の進行は成長だけで取り扱う。この時も成長速度として理論式を用いる。なお、パーライト変態、ベイナイト変態では固溶Cのオーステナイト中への濃縮は考慮しない。

このようにして得られたモデルを用い、変態進行におよぼす成分の影響、冷却中の変態進行 (CCT 図) および冷却後の各組織の体積分率を計算した結果実測とよい一致が得られ、本モデルの妥当性が確認された。

文 献

- 1) Y. SAITO, M. SAEKI, M. NISHIDA, Y. ITO, T. TANAKA, and S. TAKIZAWA: Proc. Int. Conf. on Steel Rolling, ISIJ, Tokyo (1980), p. 1309
- 2) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 二村 忠: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2112
- 3) 矢田 浩: 塑性と加工, **25**(1984), p. 970
- 4) J. S. KIRKALDY: Metall. Trans., **4** (1973), p. 2327
- 5) 梅本 実, 小松原 望, 田村今男: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 400
- 6) E. B. HAWBOLT, B. CHAU, and J. K. BRIMACOMBE: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 1803
- 7) H. YADA, J. TOMINAGA, K. WAKIMOTO, and N. MATSUZU: Proc. Conf. on Accelerated Cooling of Steels, TMS, Pittsburgh (1985)
- 8) C. ATKINSON: Trans. Metall. Soc. AIME., **245** (1969), p. 810
- 9) J. W. CAHN: Acta Metall., **4** (1956), p. 449
- 10) E. SCHEIL: Archiv. Eisenhüttenwes., **12** (1935), p. 565
- 11) A. HULTGREN: Trans. ASM, **39** (1947), p. 915
- 12) H. I. AARONSON and H. A. DOMIAN: Trans. Metall. Soc. AIME, **236** (1966), p. 781
- 13) B. UHRENIUS: Hardenability Concepts with Applications to Steel, ed. by D. V. DOANE and J. S. KIRKALDY (1978), p. 28 [TMS-AIME]
- 14) H. I. AARONSON and J. K. LEE: Lectures on the theory of Phase Transformations, ed. by H. I. AARONSON (1975), p. 83 [TMS-AIME]
- 15) L. KAUFMAN, S. V. RADCLIFFE, and M. COHEN: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V. F. ZACKAY and H. I. AARONSON (1962), p. 313 [Interscience Publishers, New York]
- 16) C. ZENER: Trans. AIME, **167** (1946), p. 550
- 17) M. HILLERT: Jernkontorets Ann., **141** (1957), p. 757
- 18) M. HILLERT: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V. F. ZACKAY and H. I. AARONSON (1962), p. 197 [Interscience Publishers, New York]
- 19) T. Y. HSU (XU ZUYAO) and MOU YIWEN: Acta Metall., **32** (1984), p. 1469
- 20) 矢田 浩, 大岡耕之: 日本金属学会誌, **31** (1967), p. 771
- 21) R. F. MEHL and A. DUBÉ: Phase Transformations in Solids, ed. by R. SMOLUCHOWSKI, J. E. MAYER and W. A. WEYL (1951), p. 545 [Wiley, New York]