

論 文

UDC 669.15-194.53 : 669.112.227.1 : 620.186.8 : 669.112.227.322
: 620.178.152.341

共析鋼の焼入性におよぼすオーステナイト結晶粒径の影響*

梅本 実**・小松原 望***・田村 今男****

Effect of Austenite Grain Size on the Hardenability of Eutectoid Steel

Minoru UMEMOTO, Nozomi KOMATSUBARA, and Imao TAMURA

Synopsis:

As a first step to obtain a theoretical prediction of hardenability based upon the theories of phase transformation, the effect of austenite grain size on the hardenability of eutectoid steel is examined.

The effect of austenite grain size on the isothermal pearlite transformation curves were first measured.

The obtained results were analysed according to the Cahn's theory and the volume fraction of pearlite can be expressed as $X = 1 - \exp\left(-1.31 \times 10^{-5} \times \frac{t^4}{d^{1.76}}\right)$. This result indicates that the pearlite transformation in the steel in present study proceeds by nucleation and growth and dominant nucleation site is grain edge. Step quenching experiments indicates that additivity rule is almost holds.

Using these experimental data, the effect of austenite grain size on the ideal critical diameter was calculated as $D_I \propto d^{0.22}$. The relation between the ideal critical diameter and the diameter of the bar having any amount of martensite at the center is also calculated.

1. 緒 言

鋼の焼入性を定量的に予測する事に対して、古くから種々な試みがなされてきたが^{1)~4)}、その多くは GROSS-MANN によつて代表されるような比較試験によるものであり多くの実験結果から帰納的に各因子の影響を取り出し、相加又は相乗により焼入性を計算するものであつた。これらの方法は焼入硬化深度を予測する一応の目安として、これまで工業的に使用されてきたが、精度上の難点や適用範囲の制限があり、より精度の高い焼入性の予測が望まれていた。

ところで近年相変態についての熱力学や核生成・成長理論が発展し多くの論文が発表されており^{5)~10)}、これらの理論を焼入性の問題に应用することにより、従来の経験則に代わつてより精度の高い焼入性の予測がおこなわれうると考えられる。しかし相変態理論に基づいて焼入性を取り扱つた研究はほとんど見られない¹¹⁾。そこで本研究は焼入性を理論的に予測する目的からまず共析鋼をとりあげ、オーステナイト結晶粒径が等温パーライト変態の速度式にいかなる影響を与えるのかを数量的に表現し、step quench 法によりパーライト変態の kinetics

における加算性の問題¹²⁾を調べ、等温変態で得られたデータを連続冷却変態に変換する方法を検討し、これらの実験によつて得られたデータを基にコンピュータを使つて共析鋼の理想臨界直径に対するオーステナイト結晶粒径の影響を定量的に表現することを試みた。

2. 実験方法

供試材は SKD6 に近い共析鋼でその化学組成を Table 1 に示す。本研究にこの鋼を使用したのはこの鋼の変態の潜伏期が非常に長くまた変態の進行も非常に小さいため、焼入れ瞬間からその温度になるまでの時間など、実験に伴う時間の消費をほとんど無視できる利点があるからである。試料は 20 mm 厚の鋼板を 1200°C で 20 h 真空中で均一化し、熱間及び冷間圧延により 1.6 mm 厚さの薄板にし 1.5 mm × 7.5 mm × 1.6 mm の大きさに切り出した。

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Fe
0.35	0.89	0.43	0.013	0.007	0.006	5.50	1.20	0.52	0.03	bal.

* 昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 6 月 4 日受付 (Received June 4, 1979)

** 京都大学工学部 Ph. D. (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

*** 京都大学大学院 (Graduate School, Kyoto University)

**** 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

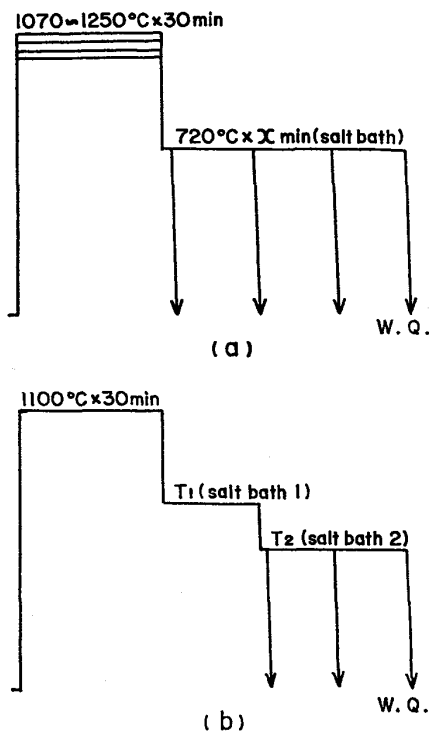


Fig. 1. Heat treatments. (a) to study the effect of austenite grain size on pearlite transformation, (b) to study the rule of additivity by step quenching.

等温パーライト変態におよぼすオーステナイト結晶粒径の影響についての研究にあつては Fig.1 (a) に示すように 1070°C から 1250°C の間の種々の温度で 30 min オーステナイト化し* その後直ちに所定の温度に保った塩浴中に焼入れ、所定の時間パーライト変態をおこさせ水焼入れした。次にパーライト変態の kinetics における加算性の研究にあつては Fig.1 (b) に示すように 1100°C で 30 min オーステナイト化し、温度 T_1 に保った塩浴 1 に焼入れ所定の時間保持後温度 T_2 に保った塩浴 2 に焼入れ、種々の時間保持後水焼入れをおこなつた。

パーライトの変態量の測定にあつては試料表面を研磨後過酸化水素とふつ酸の混合液 ($\text{H}_2\text{O}_2 80\text{cc} + \text{H}_2\text{O} 15\text{cc} + \text{HF} 5\text{cc}$) および 5% ナイタルで腐食し画像解析装置で変態量を定量した。

3. 実験結果

3.1 等温パーライト変態におよぼすオーステナイト結晶粒径の影響

本研究に使用した鋼の等温パーライト変態の開始曲線

* これらのオーステナイト化した試料においては、顕微鏡および電顕で炭・窒化物は観察されなかつた。もし炭・窒化物が存在しているとしてもきわめて微量であり変態の kinetics への影響はほとんどないと思われる。

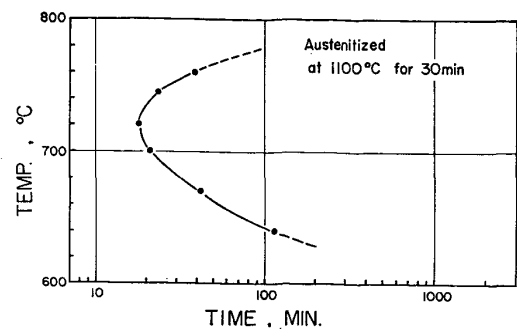


Fig. 2. TTT diagram of DAC steel showing the time at which pearlite is first detected by optical microscope.

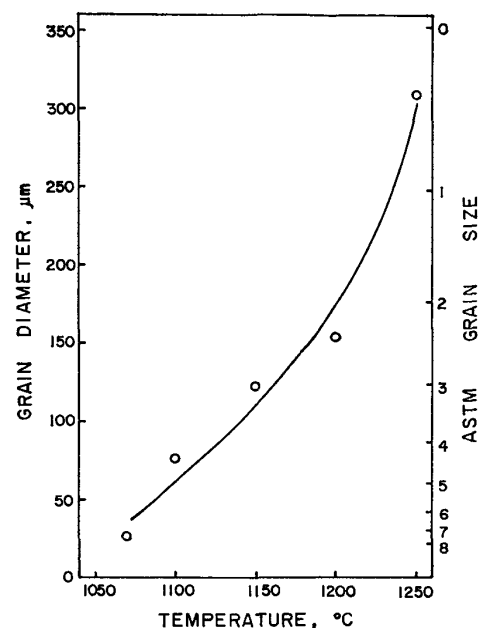


Fig. 3. Effect of the austenitizing temperature on the austenite grain size.

を Fig. 2 に示す。これは 1100°C で 30 min オーステナイト化した試片を種々の温度に保持した塩浴中に焼入れ、光学顕微鏡で始めてパーライトが観察された時を変態開始時間として図示したものである。この鋼のパーライト変態開始線は 720°C 付近に nose をもつ典型的な C 曲線を示しており、変態開始までの時間は Fe-C の数秒というのに比べ非常に長くそれが最も短い nose 付近でも約 20 min もかかることがわかる。

Fig. 3 はこの鋼を種々の温度で 30 min オーステナイト化した時のオーステナイト粒径の変化を示している。オーステナイト化温度を 1070°C から 1250°C まで変化させると粒径は 27 μm から 300 μm へと 10 倍以上にも変化している。本研究では 1070, 1100, 1200 として 1250°C の 4 つの温度でオーステナイト化をおこなうことによりオーステナイト粒径を変化させた。オー

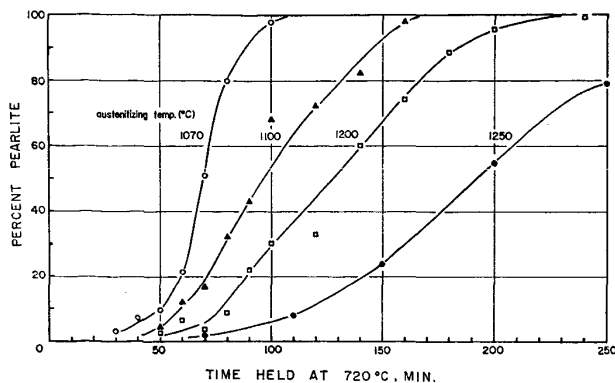


Fig. 4. Isothermal reaction curves for specimens austenitized at four different temperatures.

ステナイト化後のパーライト変態の温度については連続冷却変態の立場から考えて変態の進行が最も速い nose 付近の 720°C を選んだ。

Fig. 4 は 4 つの異なつたオーステナイト化温度でオーステナイト化後 720°C で種々の時間保持した試料のパーライト変態曲線を示している。オーステナイト化温度が高くなるにつれ、すなわちオーステナイト結晶粒径が大きくなるにつれ、変態曲線が大きく長時間側へ移動している。このようにオーステナイト結晶粒径が大きくなるとパーライト変態の進行が遅くなるということはこれまで定性的にはよく知られていたことである。そこでこの得られた結果をもとに CAHN⁵⁾ の理論に従つてパーライトの核生成・成長機構について考察し、オーステナイト結晶粒度の影響を定量的に表現することを試みた。

CAHN⁵⁾ は粒界核生成型反応の速度論に関して、核生成場所を grain surface, edge, corner の 3 つの場合にわけて考察している。そしてそれぞれの場合において変態の進行は site saturation, つまり変態のごく初期段階にすべての核ができてしまい、その後は成長だけで変態が進む場合と、変態が核生成を伴いながら進行する場合（ここでは便宜的に nucleation and growth と呼ぶ）の 2 つの特徴的なケースに分けられ、それぞれにおいて変態の進行は Table 2 に示すような式で表されることを示した。ただし核生成速度 I_s , I_e , I_c は時間に依存せず一定であるとしている。そこで本研究での結果がこれらのうちのどの式にあてはまるのかを考察していく。まず変態率(体積率)の時間依存性に着目すると, site saturation の場合核生成場所が surface, edge, corner となるにつれ exponential の中の項が 1, 2, 3 乗と変化し, nucleation and growth の場合は核生成 site の種類によらず t の 4 乗で変態が進むことがわかる。そこで本研究で得られた変態量の時間変化を Fig. 5 に示すように縦

Table 2. Summary of the rate laws for different nucleation mechanisms and for different nucleation sites.

Site	Site Saturation	Nucleation and Growth
Surface	$X = 1 - e^{-2SGt}$	$X = 1 - e^{-1/3\pi I_s SG^3 t^4}$
Edge	$X = 1 - e^{-\pi LG^2 t^2}$	$X = 1 - e^{-1/3\pi I_e LG^3 t^4}$
Corner	$X = 1 - e^{-4/3\pi CG^3 t^3}$	$X = 1 - e^{-1/3\pi I_c CG^3 t^4}$

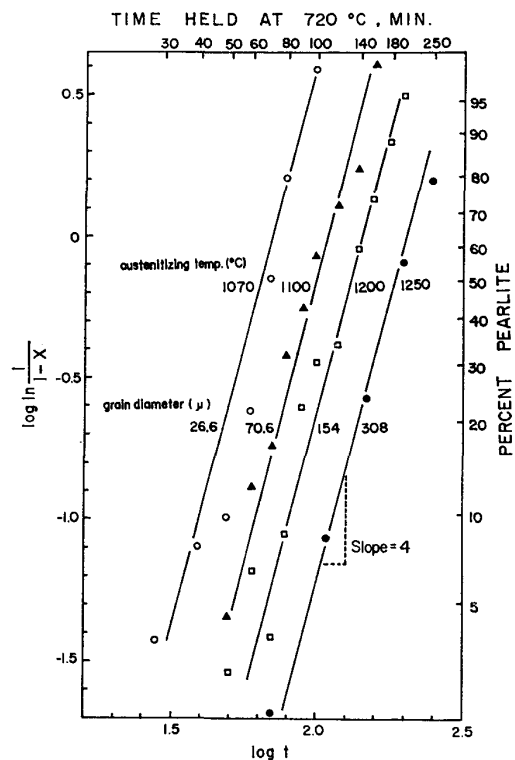


Fig. 5. $\log \ln \frac{1}{1-X}$ as a function of $\log t$. Slope indicates the time dependence of the isothermal reaction.

軸が $\log \ln \frac{1}{1-X}$, 横軸が $\log t$ のグラフにプロットした。この図から、パーライト変態量の時間変化はすべてのオーステナイト結晶粒度において傾き 4 の直線にほぼのることが判明した。このことは Table 2 の分類に従うと変態が nucleation and growth で進行していることを意味している。

nucleation and growth の場合について CAHN は変態率 X は一般的に,

$$X = 1 - e^{-1/3\pi \dot{N} G^3 t^4} \dots\dots\dots (1)$$

で表されるとしている。ここで $\dot{N}$ は核生成速度で G は成長速度である。この式からある変態率 X に達するまでの時間 t_x は $(\dot{N} G^3)^{-1/4}$ に比例することがわかる。この実験ではすべて 720°C の一定温度で変態させているの

Table 3 The dependences of t_x on d for three different nucleation sites when the isothermal reaction proceeds by nucleation and growth.

Site	Nucleation rate	d dependence	t_x
Surface	$\dot{N}_s = I_s S$	$S \propto d^{-1}$	$t_x \propto d^{1/4}$
Edge	$\dot{N}_e = I_e L$	$L \propto d^{-2}$	$t_x \propto d^{2/4}$
Corner	$\dot{N}_c = I_c C$	$C \propto d^{-3}$	$t_x \propto d^{3/4}$

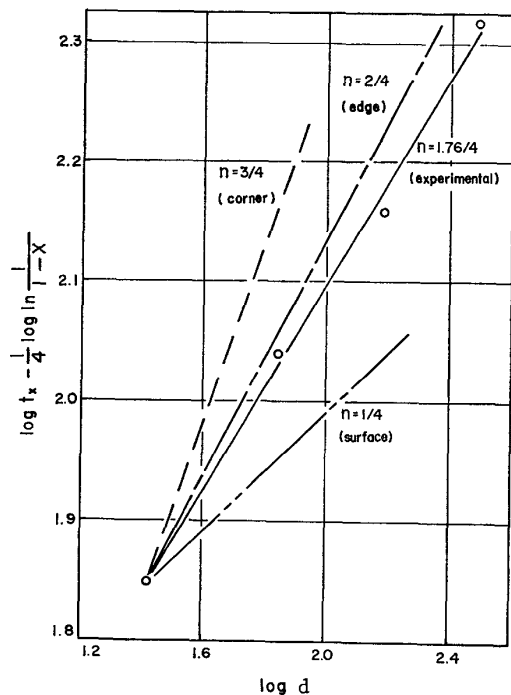


Fig. 6. $\log t_x - \frac{1}{4} \log \ln \frac{1}{1-X}$ as a function of $\log d$. Slope indicates the dependence of t_x on d .

で G は一定となり変態曲線における相異は $\dot{N}$ のみに依存していることになる。核生成場所が grain surface の場合、核生成速度 $\dot{N}_s$ は grain surface の単位面積あたりの核生成速度 I_s と単位体積あたりの grain surface の面積の積となる。単位体積あたりの grain surface の面積は結晶粒径 d の -1 乗に比例するので、ある変態量 X に達するまでの時間 t_x は結晶粒径の $1/4$ 乗に比例することになる。同様に edge と corner について粒径の影響を考察し整理したものを Table 3 に示す。これからある変態量 X に達するまでの時間 t_x は核生成場所が surface, edge, corner のいずれであるかによつて結晶粒径 d の $1/4, 2/4, 3/4$ 乗にそれぞれ比例することがわかる。そこで本研究での結果を Fig. 6 のようにプロットし、 t_x への結晶粒径の依存性を調べると、データの傾きがほぼ $2/4$ の直線につており、Table 3 に示した結果からみてパーライトの主たる核生成場所が

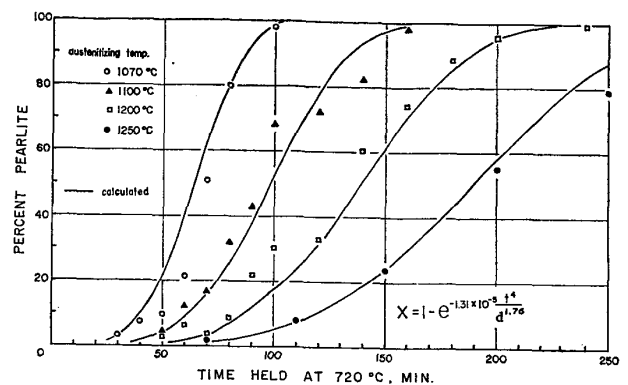


Fig. 7. Calculated isothermal reaction curves for four different austenite grain sizes.

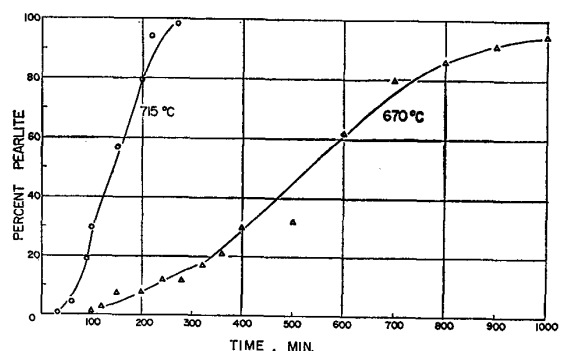


Fig. 8. Isothermal reaction curves at 715 and 670 °C.

grain edge であると理解できる。

以上、等温パーライト変態に対する時間と結晶粒径の依存性を整理した結果、本研究で使用した鋼のパーライト変態率 X は

$$X = 1 - \exp\left(-1.31 \times 10^{-5} \times \frac{t^4}{d^{1.76}}\right) \dots (2)$$

で与えられることが判明した。ここで t は min 単位、 d は μm 単位で与えている。Fig. 7 は (2) 式を用いて本研究でのそれぞれのオーステナイト結晶粒径に対するパーライト変態曲線を計算したものであるが、(2) 式が実験値のよい近似であることがわかる。

3.2 パーライト変態の kinetics における加算性について

等温パーライト変態を連続冷却変態へ拡張する目的で、step quench 法を用いて変態の kinetics における加算性について検討した。step quench には nose 付近の 715 °C と、変態の潜伏期がおよそその 2 倍にあたる 670 °C を選んだ。

Fig. 8 に 715 °C および 670 °C におけるパーライト変態曲線を示す。715 °C においてはパーライト反応は速く 300 min までに変態はすべて完了しているが、670 °C

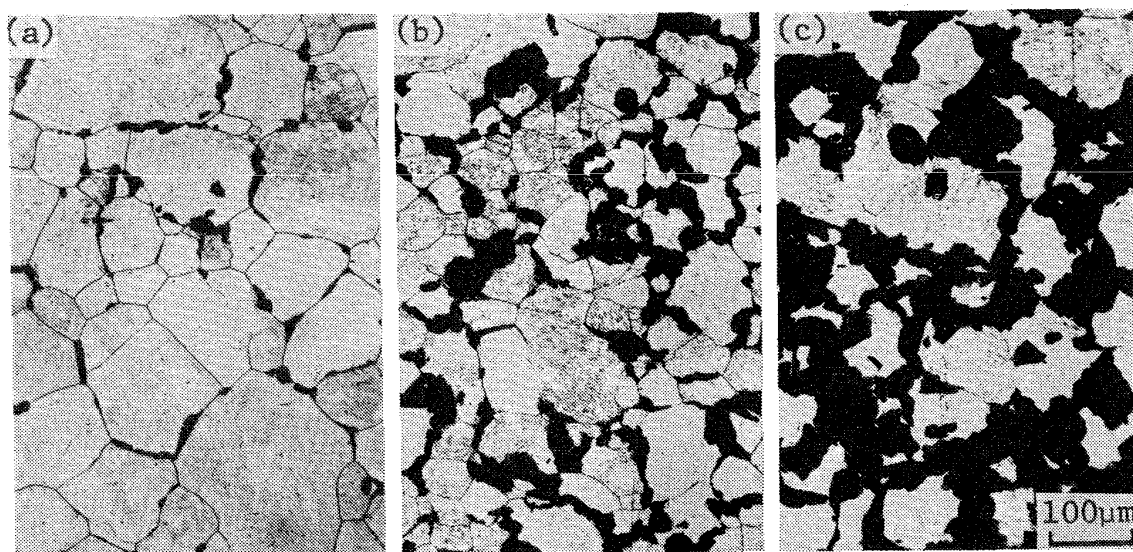


Photo. 1. Optical micrographs showing the progress of transformation at 715°C.
(a) 50 min, (b) 80 min, (c) 150 min.

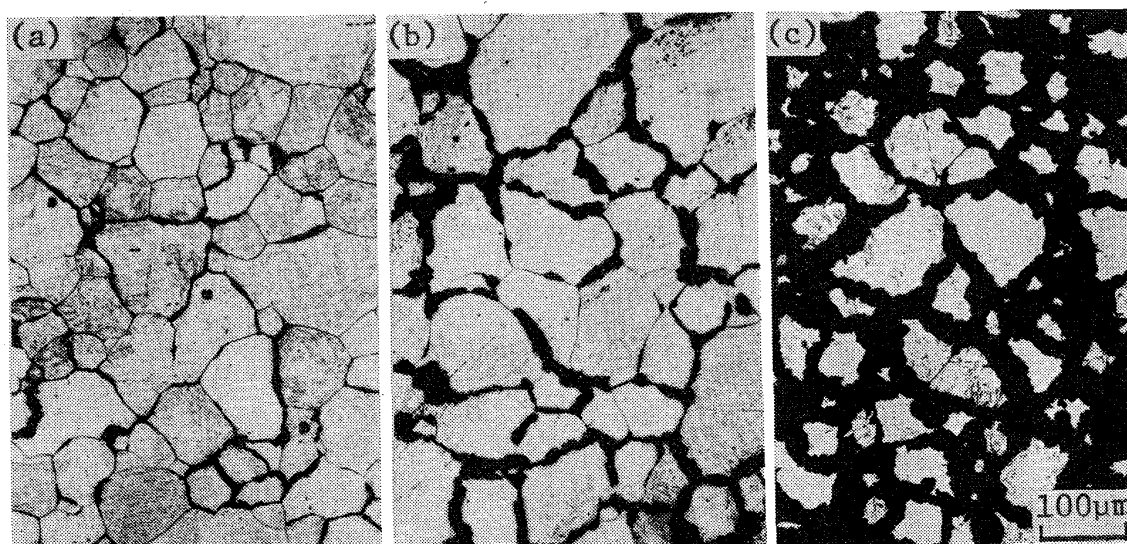


Photo. 2. Optical micrographs showing the progress of transformation at 670°C.
(a) 150 min, (b) 300 min, (c) 600 min.

で保持したものでは変態が完了するのに 1000 min 以上要する事がわかる。次に各温度での変態の進行を光学顕微鏡により観察したものを Photos. 1, 2 に示す。Photo. 1 は 715°C でそれぞれ 50, 80, 150 min 保持した時の光学顕微鏡組織であるが、パーライトはオーステナイト粒内に向かつて塊状を呈しながら成長している。Photo. 2 は 670°C で保持した場合で、パーライトは粒界にそってフィルム状に生成し、粒内への成長よりも粒界での核生成がより顕著であることがわかる。これは変態温度の高いものでは過冷度が少なく従って変態の駆動力が小さく核生成速度がおそいが、成長速度の方は高温程拡散速度が速くなるので速くなる。従って高温では核の数が

少なく成長が活発で、低温では核の数は多く成長はおそいということになりこれが観察された変態の仕方の相異の要因と考えられる。

変態の kinetics における加算性を調べるにあたって変態を潜伏期と変態開始後に分けて取り扱った。ただしここで潜伏期というのは光学顕微鏡観察によりパーライト変態が認められるまでの時間とした。まず 715°C と 670°C のどちらか一方の温度で潜伏期を消費させたのちもう一方の温度で変態を進行させ潜伏期の消費した温度がその後の変態に与える影響について調べた。Fig. 9 はその時の熱処理を模式的に示したもので (a) は 715°C で潜伏期を消費後 670°C で変態を進行させた場合を、

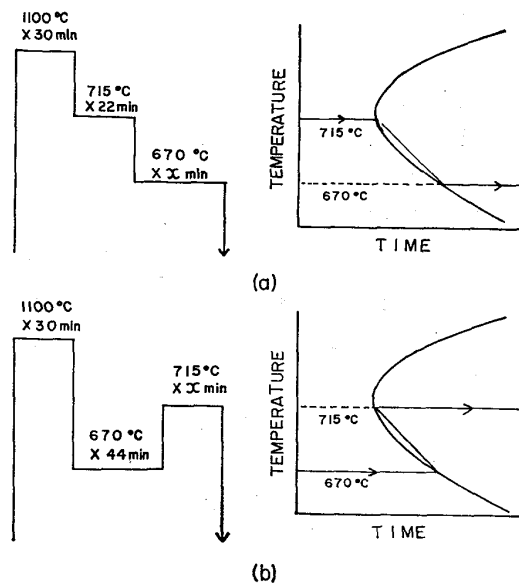


Fig. 9. Heat treatments of step quenching. (a) consume incubation period at 715°C and then transform at 670°C, (b) consume incubation period at 670°C and then transform at 715°C.

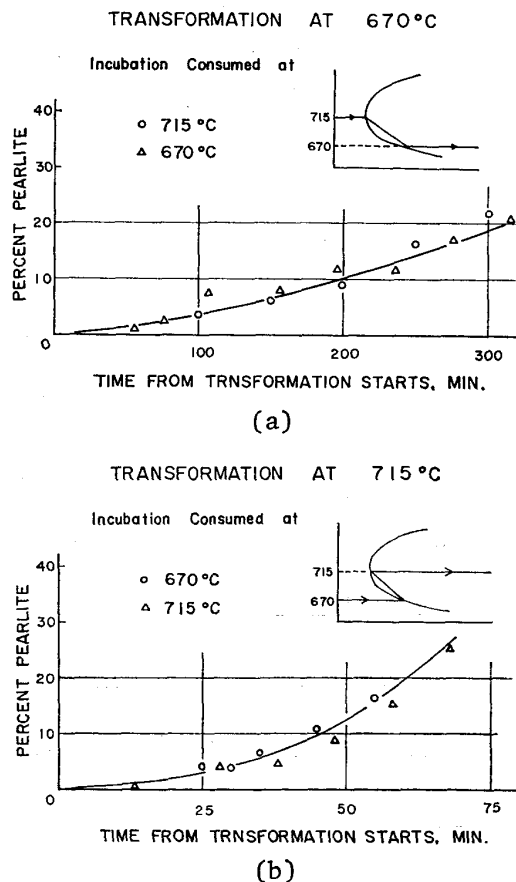


Fig. 10. Percent pearlite as a function of time after transformation starts. (a) transformation at 670°C, (b) transformation at 715°C.

(b)は 670°C で潜伏期を消費後 715°C で変態を進行させた場合を示している。Fig.10 (a) は 670°C で変態をおこさせた場合の結果でパーライト変態量を 670°C で変態が開始してから時間、つまり各温度での潜伏期をさし引いた時間に対してプロットしている。○印は 715°C で潜伏期を消費後 670°C で変態を進行させた場合を、△印は 670°C で潜伏期を消費後そのまま変態を進行させた場合をそれぞれ示している。このグラフより両者の間にはほとんど差が認められないことがわかる。同様にして 715°C で変態を進行させた場合を Fig.10 (b)に示すがこの場合も Fig.10(a) と同様、潜伏期を消費した温度の影響はほとんど認められないことがわかる。

このようにパーライト変態においては潜伏期をどの温度で消費したかは、その後の変態進行過程に対してほとんど影響を与えない、つまり加算則が成り立つことが明らかになった。

次にある程度変態が進んだ後変態温度を変更させた場合のパーライト変態の進行過程を調べた。Fig. 11 はその時の熱処理を模式的に示したもので(a)は 715°C で変態を一部おこさせて、その後 670°C で変態を継続させる場合、(b)は 670°C で変態を一部おこしてから 715°C で継続させる場合を示している。まず 715°C で 100 min 保持しパーライトを 29% 変態させた後 670°C に移した場合 670°C での変態の進行はもし加算則が成り立つならばパーライト量が 29% のところからものと

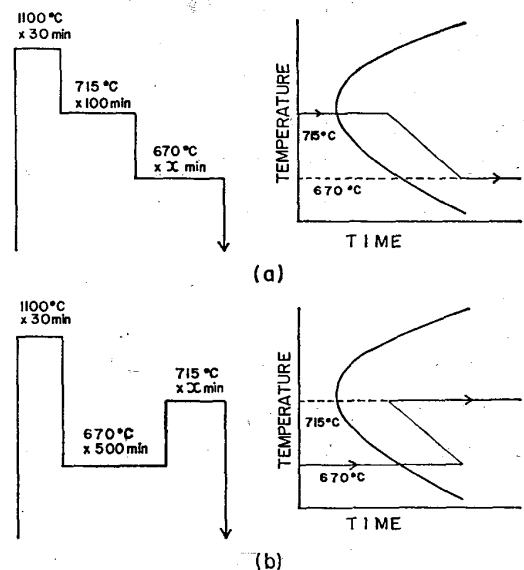


Fig. 11. Heat treatments of step quenching. Reaction temperature is changed after a certain amount of transformation is completed. (a) from 715 to 670°C, (b) from 670 to 715°C.

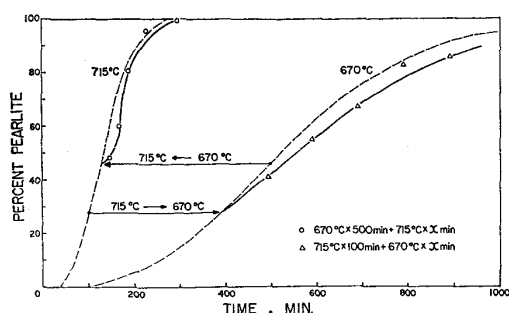


Fig. 12. Comparison of isothermal reaction curve with regular transformation (dashed line) and that of step quenched (solid line).

670°C での変態曲線と同じになるはずである。そこでここを原点にとり 670°C での保持時間と変態量をプロットしたのが Fig.12 の右側の実線である。これを最初から 670°C で変態させた場合 (破線) と比較すると変態温度を途中で変更させた場合の方がわずかに長時間側にずれるが (10% 未満) 全体としてはよく一致していることがわかる。変態温度を 670°C から 715°C に変更した場合についても同様に比較するとこれも途中で変態温度を変更させた場合の方がわずかに長時間側にずれるが全体としてはよく一致していることがわかる。

以上 step quench 法によりパーライト変態の kinetics における加算性について調べた結果、変態途中で温度を変化させると変態の進行はわずかに遅くなるが、加算性がほぼ成り立つことが判明した。

3.3 理想臨界直径 D_I におよぼすオーステナイト結晶粒度の影響

3.1 において nose 温度におけるパーライト変態の速度式におよぼすオーステナイト結晶粒度の影響を数式化し、3.2 において変態途中で温度を変化させた場合パーライト変態が加算則をほぼ満足することを示した。そこでこれらの結果を用いて理想臨界直径 D_I におよぼすオーステナイト結晶粒度の影響をコンピュータを使って計算した。

(1) すべての変態温度においてパーライト変態の機構は同一不変である。つまり任意の温度 T (°C) におけるパーライト変態率 X_P を次のように与えることができる。

$$X_P = 1 - \exp\left(-k(T) \times \frac{t^4}{d^{1.76}}\right) \dots\dots\dots (3)$$

ここで $k(T)$ は変態温度 T のみに依存する係数である。

(2) 変態生成物はパーライトとマルテンサイトのみである。

(1) の仮定は変態が isokinetic⁸⁾ であることを意味し従つて自動的に加算則が成り立つ。(3) 式の $k(T)$ の値は実測値より求められる。まず 720°C で等温変態させた場合、18 min 保持することによりパーライト変態を開始することを光学顕微鏡により観察したが、(2) 式に $t = 18 \text{ min}$, $d = 70.6 \mu\text{m}$ (1100°C でオーステナイト化) を代入すると $X_P = 7.66 \times 10^{-4}$ となる。光学顕微鏡によつて決定した種々の温度におけるパーライト変態の開始時間 (Fig.4) において変態率が 7.66×10^{-4} に等しいとすれば各温度での k の値が求まる。このようにして求めた k の値を Table 4 に示す。 k は温度とともに大きく変化するので自然対数を取り、 $\ln k(T)$ を温度 T の 2 次式で近似し、最小自乗法により係数を決定し、次式を得た。

$$\ln k(T) = -1.287 \times 10^{-3} T^2 + 1.843 T - 671.2 \dots\dots\dots (4)$$

(3) 式と (4) 式によつて任意のオーステナイト結晶粒度に対する等温変態線図を計算により求めることができる。たとえば 1100°C でオーステナイト化した場合 ($d = 70.6 \mu\text{m}$) の TTT 線図は Fig. 13 のようになる。縦軸は変態温度 (°C)、横軸は保持時間を対数で表している。図中の 4 つの曲線はパーライト変態量がそれぞれ 1, 10, 50, 99% に達するまでの時間を表している。

Table 4. Calculated values of k .

Temp. (°C)	Time (min)	$k(T)$
760	39	5.944×10^{-7}
745	23	4.914×10^{-6}
720	18	1.310×10^{-5}
700	21	7.071×10^{-6}
670	42	4.419×10^{-7}
640	115	7.863×10^{-9}

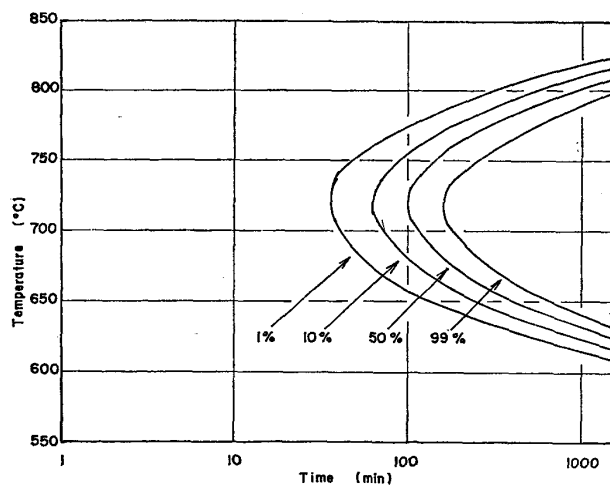


Fig. 13. Calculated TTT diagram by equation (3) and (4). Grain diameter $d = 70.6 \mu\text{m}$.

る。(この TTT 線図は nose 温度付近では精確だが 670°C では実測値と比べるとパーライト量の多いところで多少のずれを生じている。しかし D_I の計算にあたっては nose 付近の変態が最も重要であるので D_I に対してこのずれの影響は小さいと考えられる。)

次に丸棒を理想焼入した場合の中心部冷却曲線を求める。半径 L の無限に長い丸棒を均一な温度 T_I に加熱して(初期条件),理想焼入れした場合を考える。理想焼入れとは無限に大きな冷却能($H=\infty$)で焼入れた場合であり,焼入れた瞬間に鋼の表面温度が冷却剤の温度(T_F)まで冷却され(境界条件)その後は鋼内部の熱伝導だけによつて内部が冷却されるような場合を意味する。この場合,丸棒の中心から r の距離の温度 T は

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} = \frac{1}{a^2} \frac{\partial T}{\partial t} \quad \dots\dots\dots (5)$$

なる式を満足している。ここで a^2 は鋼の熱拡散率である。初期条件と境界条件を考慮して(5)式を解くと一般化温度 $U = (T - T_F) / (T_I - T_F)$ に対して

$$U = \sum_{n=1}^{\infty} A_n J_0(k_n r) e^{-a^2 k_n^2 t} \quad \dots\dots\dots (6)$$

を得る。ここで k_n は $J_0(k_n L) = 0$ を満たすすべての値でありまた $A_n = 2 / (k_n L J_1(k_n L))$ である。(6)式に $r = 0$ (中心)を代入し変形すると

$$T = T_F + (T_I - T_F) \left(\sum_{n=1}^{\infty} A_n e^{-a^2 k_n^2 t} \right) \quad \dots\dots\dots (7)$$

となりこの式によつて任意の半径 L の丸棒を理想焼入れした場合の中心部の冷却曲線を計算することができる。

以上の任意のオーステナイト結晶粒径に対する等温線図と半径 L の丸棒の理想焼入時の中心部冷却曲線より加算性を仮定した場合の理想臨界直径 D_I が計算できる。

Fig. 14 に計算のフローチャートを示す。まず時間を Δt s ずつ進め,中心部の温度 T を計算する。温度 T がある温度 (Fig. 13 より 830°C とした) 以下の温度 T_1 に達したとき,温度 T_1 に $\Delta t / 60$ min 保持されるものとして(3)式によつてパーライト変態率 X_{P,T_1} を計算する。次に時間を Δt s だけ進めて中心部の温度 T_2 を計算する。さらに温度 T_2 でパーライト変態率が X_{P,T_1} に達するのに必要な時間 DT を計算する。そして温度 T_2 に $(DT + \Delta t / 60)$ min 保持されるものとしてパーライト変態率 $X_{P,T}$ を計算する。以下同様な計算を, X_P が 0.999 以上になるか,温度が十分に低温 (ここでは 620°C 以下とした) になるまでくり返す。そしてマルテンサイト変態量 $X_M = 100(1 - X_P)$ を計算して, X_M が 50% より大きければ半径 L を増加させ, X_M が 50% より小さければ半径 L を減少させて再び同様な計算を行う。このようにして任意のオーステナイト結晶粒径に対する理

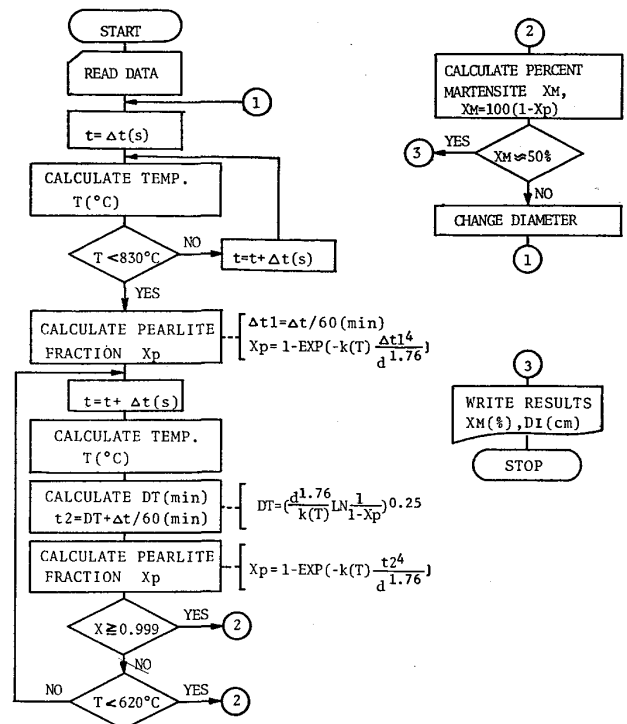


Fig. 14. Flow chart for the calculation of ideal critical diameter D_I .

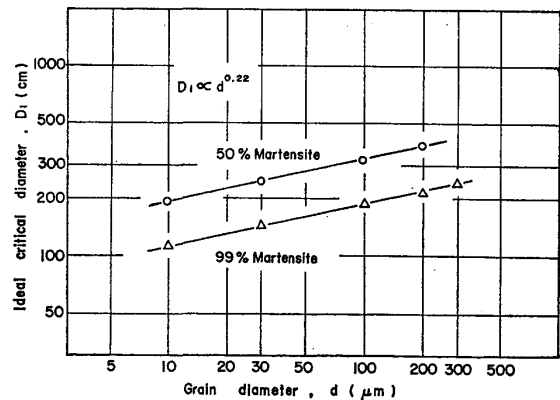


Fig. 15. Ideal critical diameter as a function of austenite grain size.

想臨界直径 D_I を計算することができる。Fig. 15 にこのようにして求めた理想臨界直径 D_I (中心部が 50% マルテンサイト) とオーステナイト結晶粒径との関係を示す。この図に示された結果からオーステナイト結晶粒径 d と理想臨界直径 D_I との間には

$$D_I \propto d^{0.22} \quad \dots\dots\dots (8)$$

なる関係があることが判明した。さらに Fig. 15 には中心部が 99% マルテンサイトになる直径も合わせて示してあるがその直線の傾きからも明らかなように(8)式の関係は丸棒中心部のマルテンサイト率には依存せずすべてのマルテンサイト率に対して成り立つことがわかる。

そして計算過程全体からみて、(8)式の関係は変態機構 (site saturation か nucleation and growth か) 及び核生成場所のみによつて決まり、nose の温度や変態の速度にも無関係であることがわかる。ところで本研究で求めた(8)式の関係は GROSSMANN¹⁾¹³⁾ らが種々の共析及び亜共析鋼について実験より求めた理想臨界直径とオーステナイト結晶粒径の関係 $D_I \propto d^{0.23}$ に極めて近く、このことは本研究での計算方法が妥当なものであることを示している。

次にこれまであまり定量的に明らかでなかつた理想焼入した丸棒中心部のマルテンサイト量と丸棒の直径の関係について考察した。今等温におけるパーライト変態がすべての温度で

$$X_P = 1 - \exp(-k(T) \cdot t^n) \dots\dots\dots (9)$$

で与えられる (つまり n が温度に依存しない) 場合には各温度における変態の間に加算則が成立する。したがつて温度 T で等温変態させた場合、パーライト変態率が X_P^0 に達するまでの時間を $t_{X_P^0}(T)$ とするとある冷却 $T(t)$ が

$$\int \frac{1}{t_{X_P^0}(T)} \cdot \frac{dt}{dT(t)} dT(t) = 1 \dots\dots\dots (10)$$

を満足する場合、その冷却によつて得られるパーライト量は X_P^0 となる。ところで理想焼入した場合、冷却速度は丸棒の直径 D の自乗に逆比例するから

$$\frac{dT(t)}{dt} = \frac{Q(T)}{D^2} \dots\dots\dots (11)$$

なる関係がある。ここで $Q(T)$ は直径に依存しない関数である。また(9)式より

$$t_{X_P^0}(T) = \frac{1}{k(T)^{1/n}} \left(\ln \frac{1}{1-X_P^0} \right)^{1/n} \dots\dots\dots (9')$$

と表されるから (10) 式に (11) 式と (9') 式を代入して

$$\int \frac{D^2}{\left(\ln \frac{1}{1-X_P^0} \right)^{1/n}} \cdot \frac{k(T)^{1/n}}{Q(T)} dT = \frac{D^2}{\left(\ln \frac{1}{1-X_P^0} \right)^{1/n}} \times \int \frac{k(T)^{1/n}}{Q(T)} dT = 1$$

ところで $\int \frac{k(T)^{1/n}}{Q(T)} dT = \text{一定}$ であるから

$$\left(\ln \frac{1}{1-X_P^0} \right)^{1/n} = \text{一定となる。}$$

今パーライト変態後の残りのオーステナイトがすべてマルテンサイトに変態した場合、マルテンサイトの変態率 X_M は $X_M = 1 - X_P^0$ で与えられる。したがつて理想焼入した場合の中心部のマルテンサイト率 X_M とその時の丸棒の直径 D_{I, X_M} との間には

$$D_{I, X_M} \propto (\ln 1/X_M)^{1/2n}$$

なる関係が成り立つ。本研究に使用した試料は前述のごとく $n = 4$ であるので

$$D_{I, X_M} \propto (\ln 1/X_M)^{1/8} \dots\dots\dots (12)$$

なる関係のあることがわかる。さらにこの式から中心部がマルテンサイト率 X_M^0 の理想臨界直径 D_{I, X_M^0} と理想臨界直径 D_I との間には

$$D_{I, X_M^0} = \left(\frac{\ln X_M^0}{\ln 0.5} \right)^{1/8} \cdot D_I \dots\dots\dots (13)$$

なる式が成り立ち、これを使つて D_I がわかっている鋼について中心部のマルテンサイト率を任意に取つた場合の理想臨界直径が計算できる。

以上本研究では等温変態において得られたデータを連続冷却変態に拡張することによつてオーステナイト粒径と D_I 及び中心部がマルテンサイト率 X_M^0 の理想臨界直径 D_{I, X_M^0} と D_I の関係を導いたが、このような等温変態から焼入性を予測する方法は実験が比較的容易な等温でおこなえ、理論的解釈が可能で、またこれまで得られている等温変態での多くの理論やデータを活用できるという大きな利点がある。さらに冷却についてもその冷却曲線さえわかればどのような複雑な冷却に対しても最終的に得られる変態量を精密に計算でき又冷却途中での刻々の組織変化がとらえられ焼割れの予測といった問題にも応用が可能である。これらについては後報¹⁴⁾にゆずる。

4. 結 言

鋼の焼入性を相変態理論にのつとり理論的に予測する方法を見出す目的でまず共析鋼の焼入性におよぼすオーステナイト粒径の影響をとりあげた。等温変態においてパーライト変態におよぼすオーステナイト粒径の影響を測定し、それを連続冷却変態に変換する方法を検討し、理想臨界直径におよぼすオーステナイト粒径の影響をコンピュータによる計算から求めた。得られた主な結果は次のとおりである。

(1) 本研究で使用した鋼のパーライト変態率 X は(2)式で与えられる。このことはパーライト反応が核生成を伴いながら進行しその主たる核生成場所が grain edge であると理解できる。

(2) step quench によりパーライト変態の kinetics における加算性について調べた結果変態途中で温度を変化させると変態の進行はわずかに遅くなるが、加算性がほぼ成り立つ。

(3) (1)(2)の結果よりパーライト変態の変態機構がすべての変態温度で同一であると仮定した場合理想臨界

直径とオーステナイト粒径の間には(8)式なる関係がある。この関係は変態機構と核生成場所のみによつて決まる。

(4) 理想焼入した丸棒の中心のマartenサイト率 X とその時の丸棒の直径 $D_{I,X}$ との間には(12)式なる関係が成立する。

文 献

- 1) M. A. GROSSMANN: "Elements of Hardenability" (1952) Cleveland [ASM]
- 2) I. R. KRAMER, S. SIEGEL, and J. G. BROOKS: Trans. AIME. 167 (1946), p. 670
- 3) R. A. GRANGE: Met. Trans., 4 (1973), p. 2231
- 4) J. GLEN: Brit. Iron Steel Inst. Spe. Rep. (1945) 36
- 5) J. W. CAHN: Acta Met., 4 (1956), p. 449
- 6) J. W. CAHN: Acta Met., 4 (1956), p. 572
- 7) K. O. RUSSEL: Acta Met., 17 (1969), p. 1123
- 8) M. AVRAMI: J. Chem. Phys. 7 (1939), p. 1103, 8 (1940), p. 212
- 9) W. A. JOHNSON and R. F. MEHL: Trans. AIME 135 (1939), p. 416
- 10) D. TURNBULL: Acta Met., 3 (1955), p. 55
- 11) J. S. KIRKALDY: Met. Trans. 4 (1973), p. 2327
- 12) E. SCHEIL: Arch. Eisenhüttenw., 12 (1935), p. 565
- 13) M. A. GROSSMANN and R. L. STEPHENSON: Trans. ASM 29 (1941), p. 1
- 14) 梅本 実, 小松原望, 田村今男: J. Heat Treating に投稿予定