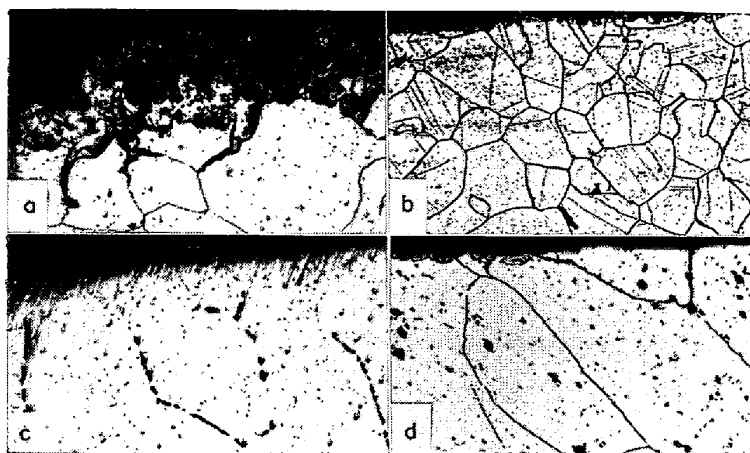


Table 3. Experimental data (average weight loss; mg/cm<sup>2</sup>·hr).

Steel	Corrosion by oil firing (850°C±50°C)	Vanadium attack (800°C)	Heating in air (850°C)	Sand abrasion ( ) Hardness	
				800°C	R. T.
AISI 202	3.44	0.37	0.32	15.11 (44 Hv)	9.41 (75 H <sub>R</sub> B)
// 304	1.96	0.32	0.29	9.23 (46)	7.35 (75)
// 316	1.60	22.41	0.27	14.04 (52)	8.82 (78)
// 309	0.10	0.35	0.11	5.91 (60)	6.64 (80)
// 310	0.04	0.41	0.03	3.23 (62)	4.83 (84)
// 430	4.08	0.27	0.16	16.10 (12)	10.48 (80)
// 420	7.31	5.34	2.54	20.94 (24)	11.03 (80)
X 10 CrAl 13	7.30	0.23	0.74	22.23 (14)	9.21 (85)
X 10 CrAl 18	0.11	0.25	0.10	19.11 (14)	8.24 (91)
X 10 CrAl 24	0.01	0.20	—	9.03 (14)	7.03 (91)



a) After oil firing test (AISI 304) ×100 (5/7)  
 b) After V attack test (AISI 304)  
 c) After oil firing test (X10CrAl 24)  
 d) After V attack test (X10CrAl 24)

Photo. 2. Surface microstructure.

している。高温では、常温に比べ鋼種間で耐摩耗性の差異がやや大きくなり常温とほぼ同様の傾向がある。また、カタサと摩耗量とは必ずしも対応せず、特に高Cr-Si-Al耐熱鋼ではCr量の増加にしたがって良好な耐摩耗性を示している。

さらに AISI 310, 309 は常温よりむしろ摩耗量が少なくなっていることなどから、高温における土砂摩耗特性は表面の酸化被膜の性質に大きく左右されるものと思われる。なお、800°Cにおけるカタサは高遠式高温微小硬度計 (Nikon) にて測定した。

### 5. 結 言

以上の各実験を要約すると次のようになる。

1) 重油燃焼による腐食実験では耐熱性の差異が大きくなり、特に X10CrAl 24, AISI 310 は非常にすぐれた耐熱性を有することを確認した。

2) Vアタック実験では AISI 316, 420 が著しくVアタックを受けたが、ほかの鋼種はほぼ同等でその腐食量は比較的少なかった。なお、AISI 316 が最大の腐食量を示した原因は V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-MoO<sub>3</sub> の形成に基づくものと思われる。

3) 高温土砂摩耗試験の結果、オーステナイトステンレス鋼、特に AISI 310 はフェライト、マルテンサイト系ステンレス鋼よりすぐれた耐摩耗性を示し、高Cr-Si-

Al耐熱鋼ではCr量の多いほど耐摩耗性が向上した。

### 文 献

- 1) 三好ほか: 鉄と鋼, 51 (1965) 12, p. 2322
- 2) H. L. LOGAN: Corrosion, 15 (1959) 8, p. 443 t
- 3) G. W. CUNNINGHAM et al.: Corrosion, 12 (1956) 8, p. 389 t

## 化学成分による連続冷却変態曲線の推定\*

住友金属工業, 中央技術研究所

理博 邦武 立郎・大谷 泰夫

Estimation of the Continuous Cooling Transformation Diagram by the Chemical Compositions

Dr. Tatsuro KUNITAKE and Hiroo OHTANI

### 1. 緒 言

鋼の変態点を化学成分により推定する実験式は従来数多く提唱されているが、いずれも Ac<sub>1</sub>, Ac<sub>3</sub>, Ms, Bsに限られている<sup>1)~4)</sup>。もし鋼の変態特性の全貌をよく表わす連続冷却変態曲線 (以下 C. C. T. 曲線と称する。) についても、同様の実験式を求めることができれば、非常に有意義である。いまだこのような試みは行なわれていない。そこで本研究では各国の変態図集<sup>5)~7)</sup>をもとにして、C. C. T. 曲線を表わすのに適当な特性値を選び出し、これらの特性値と化学成分との関係を表わす実験式を求めたことを試みた。

### 2. 計算結果

低~中炭素, 低合金の亜共析鋼について、焼入れ, 焼

\* 第73回講演大会にて発表 講演番号 237 昭和42年5月10日受付

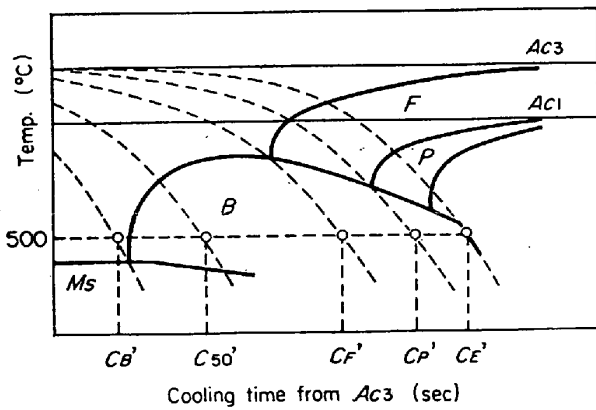


Fig. 1. Schematic C.C.T. diagram.

ならしなどの通常加熱時の場合に適用しうる通常熱処理用 C.C.T. 曲線は Fig. 1 のようにまとめられる。図は縦軸に温度を、横軸には  $Ac_3$  からの冷却時間を対数で目盛つてある。主要な特性値としては  $M_s$ 、フェライト変態開始温度の漸近線となる  $Ac_3$ 、パーライト変態の開始および終了温度の漸近線となる  $Ac_1$ 、および各種臨界冷却時間  $C_{B'}$ 、 $C_{50'}$ 、 $C_{F'}$ 、 $C_{P'}$ 、 $C_{E'}$  を選び出した。ここで  $C_{B'}$  はベイナイト変態を開始する（換言すればこれより速い冷却速度ではマルテンサイト変態のみを行なう上位臨界冷却速度に対応する）臨界冷却時間、 $C_{50'}$  は 50%マルテンサイト変態をする臨界冷却時間、 $C_{P'}$  はパーライト変態を開始する臨界冷却時間、 $C_{E'}$  はフェライト+パーライト組織のみになる臨界冷却時間であり、いずれも  $Ac_3 \sim 500^\circ C$  の冷却時間 (sec) で示す註)。 $Ac_1$ 、 $Ac_3$ 、 $M_s$  については文献<sup>5)~7)</sup>をもととして、 $n=85$  のデータを用いてこれまで多くの研究者が求めているように

合金元素との関係を (1) 式により線型回帰計算を行なった。

$$y_i = \sum_j a_{ij} x_j + k_i \dots\dots\dots (1)$$

$y_i$  は  $Ac_1$ 、 $Ac_3$ 、 $M_s$  ( $^\circ C$ )、 $a_{ij}$  は合金元素の係数 ( $^\circ C/wt\%$ )、 $x_{ij}$  は合金元素の含有量 ( $wt\%$ )、 $k_i$  は定数 ( $^\circ C$ ) である。また上記の各種臨界冷却時間については (2) 式によりこれらの対数と合金元素との関係の線型回帰計算を行なった。

$$\log C_i' = \sum_j b_{ij} x_j + m_i \dots\dots\dots (2)$$

$C_i'$  は各種の臨界冷却時間  $C_{B'}$ 、 $C_{50'}$ 、 $C_{F'}$ 、 $C_{P'}$  または  $C_{E'}$  (sec)、 $b_{ij}$  は合金元素の係数 ( $1/wt\%$ )、 $x_{ij}$  は合金元素の含有量 ( $wt\%$ )、 $m_i$  は定数である。対数をとった理由は、速い冷却速度の領域ではわずかな冷却速度の変化による組織の様相の差異が大きく、遅い冷却速度の領域ではこの差異が小さく、対数で表わすのが好都合と考えたからである。なお (1) 式および (2) 式において各合金元素の効果は含有量に対して直線的であり、各種の合金元素が組み合わされた場合の効果は加算的であると仮定した。

(1) 式における  $a_{ij}$ 、 $k_i$  を求めた結果を Table 1 に示す。

つぎに (2) 式における  $b_{ij}$ 、 $m_i$  を文献<sup>5)</sup>から  $n=22$  の亜共析鋼を用いて求めた結果を Table 2 に示す。ここ

註) ここで冷却速度のパラメータとして  $Ac_3 \sim 500^\circ C$  の冷却時間をとった。同一冷却速度でも鋼の化学成分により  $Ac_3$  が異なるため、 $Ac_3 \sim 500^\circ C$  の冷却時間は多少異なるが、実験式の算出に用いた入手可能な  $n=22$  のデータについては  $Ac_3$  の差異が小さいこと、速い冷却速度については  $Ac_3 \sim 500^\circ C$  の冷却時間しか与えられていないこと<sup>5)</sup>、速い冷却速度については冷却時間の対数をとると  $Ac_3$  の多少の差異はほとんど無視できるなどの理由により統一的な表示として  $Ac_3 \sim 500^\circ C$  の冷却時間を採用した。

Table 1. Results of regression analysis for  $Ac_1$ ,  $Ac_3$  and  $M_s$ .  $n=85$

Critical temperature	Partial regression coefficient ( $^\circ C/wt\%$ )							$k_i$ ( $^\circ C$ )	$\sqrt{VAR}$	Contribution ( $\rho^2$ )
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo			
$Ac_1$ ( $^\circ C$ )	-16.3*	34.9*	-27.5	-15.9*	12.7*	-5.5	3.4	751	15.4	63
$Ac_3$ ( $^\circ C$ )	-206*	53.1*	-15.0	-20.1*	-0.7	-26.5	41.1*	881	18.4	72
$M_s$ ( $^\circ C$ )	-353*	-22.0*	-24.3	-17.3*	-17.7	-7.7	-25.8	521	15.4	86
Range in content (wt%)	0.10~0.55	0.13~1.68	0.30~1.67	tr.~3.09	tr.~1.70	tr.~0.98	tr.~1.05			

\* Significance level over 90%

Table 2. Results of regression analysis for  $C_{B'}$ 、 $C_{50'}$ 、 $C_{F'}$ 、 $C_{P'}$  and  $C_{E'}$ .  $n=22$

Critical cooling time	Partial regression coefficient ( $1/wt\%$ )							$m_i$	$\sqrt{VAR}$	Contribution ( $\rho^2$ )
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo			
$\log C_{B'}$	3.274*	0.046	0.626	0.026	0.706	0.675	0.520	-1.818	0.172	89
$\log C_{50'}$	2.738*		0.458		0.583	0.704	0.648	-0.565	0.296	63
$\log C_{F'}$	3.288*	-0.168*	1.068	0.300	1.266*	0.626	2.087	-1.931	0.192	93
$\log C_{P'}$	0.597	-0.100*	1.395	0.395	1.295*	0.398	3.730*	-0.869	0.317	84
$\log C_{E'}$	-0.538	0.018*	1.294	0.609	0.847*	0.693	4.936*	0.322	0.292	85
Range in content (wt%)	0.13~0.50	0.22~1.37	0.50~1.98	tr.~1.55	tr.~1.54	tr.~0.91	tr.~0.41			

\* Significance level over 90%

で標準偏差 ( $\sqrt{VAR}$ ) および寄与率 ( $\rho^2$ ) も示した。オーステナイト結晶粒は粒度番号が7~9の細粒に揃っているため、この影響は考慮に入れていない。

これらの算出に用いた値と計算により求めた値との比較を  $C_{B'}$ ,  $C_{50'}$ ,  $C_{F'}$  については Fig. 2 に、 $C_{P'}$ ,  $C_{E'}$  については Fig. 3 に示す。

$C_{B'}$  および  $C_{50'}$  は C により大きく影響され、ついで焼入れ性を増す合金元素の寄与が大なることがわかる。合金元素が多くなれば  $C_{F'}$ ,  $C_{P'}$ ,  $C_{E'}$  が一般に大きくなるが、 $C_{F'}$  および  $C_{P'}$  が大となることはベイナイト組織が広範囲にわたって生成するだけではなく、フェライトおよびパーライトの変態開始が長時間側へずれることを示している。 $C_{E'}$  が大となることは遅い冷却速度の領域でもベイナイト組織が生成することを示している。これらの実験式はなかでも Mo を添加した鋼ではベイナ

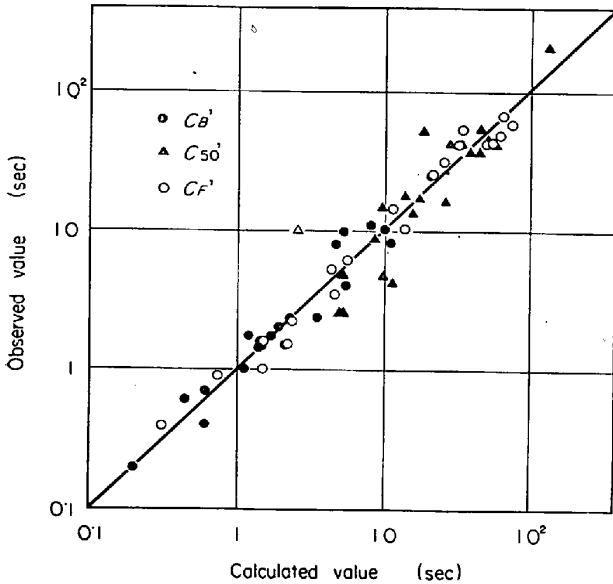


Fig. 2. The comparison between observed and calculated values of  $C_{B'}$ ,  $C_{50'}$  and  $C_{F'}$ .

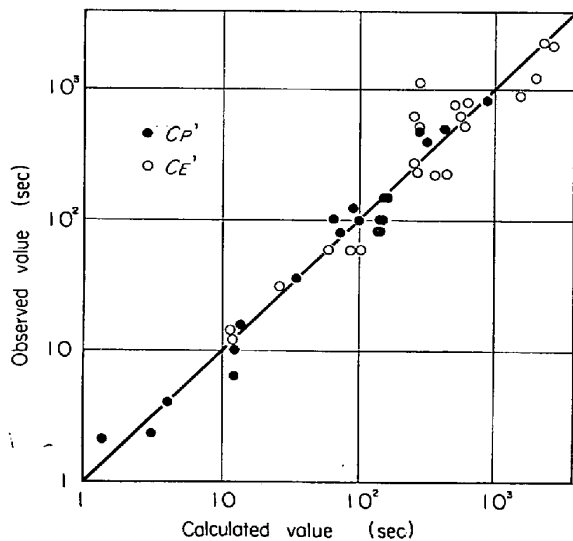


Fig. 3. The comparison between observed and calculated values of  $C_{P'}$  and  $C_{E'}$ .

イト組織が広範囲にわたって生成することを示唆しており、実際に C.C.T. 曲線を作成したり熱処理を行なった場合に、経験的によく知られる事実を定量的に示したものとと言える。

### 3. 総 括

1. 平面上に示された C.C.T. 曲線を推定する試みとして適当な特性値として変態点と各種の臨界冷却速度を選び出した。
2. 現在入手可能なデータを用いて、これらの特性値と化学成分との関係を示す実験式を作成した。
3. これらの実験式は、C.C.T. 曲線を作成する場合によく知られている事実を定量的に示している。

### 文 献

- 1) R. A. GRANGE: Metal Progress, 79 (1961), p. 474
- 2) K. W. ANDREWS: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 203 (1965), p. 721
- 3) 邦武ほか: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2006
- 4) W. STEVEN and A. G. HAYNES: Iron & Steel, 29 (1956), p. 634
- 5) "Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle", (1954, 1956, 1958), Max-Planck-Institut für Eisen-forschung.
- 6) Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B.S. En Steel", (1956) The Iron and Steel Institute, Special Report No. 56
- 7) "Courbes de Transformation des Aciers de Fabrication Française", (I)(II)(III)(IV), IRSID.

## 含 Mn マルエージング鋼の熱処理特性および機械的性質について\*

特殊製鋼, 技術研究所

工博 日下 邦男・佐々木 博

八洲特殊鋼

荒木 昭太郎

On Heat-Treatment Behaviour and Mechanical Properties of Manganese-bearing Manganese-bearing Steels

Kunio KUSAKA, Hiroshi SASAKI and Shotaro ARAKI

### 1. 緒 言

近時 18~25Ni のマルエージング鋼<sup>1)~9)</sup>と呼ばれる引張強さ 140~220 kg/mm<sup>2</sup> の超高引張強さの鋼種が工業的に利用されている。しかしこれらの鋼種は Ni 量が多く高価となるので用途に制限をうける欠点がある。よつてわれわれは従来の高 Ni のマルエージング鋼の Ni を減らし、Mn を加えて性能がほぼ同等で価格が安い鋼種の研究を行なっているが、今回は 2%Mn-12.5%Ni<sup>10)</sup>ならびに 3%Mn-12.5%Ni-0.2%V<sup>11)</sup>型の含 Mn マルエージング鋼の熱処理特性および機械的性質について報告する。

\* 第73回講演大会にて発表 講演番号 231 昭和42年5月10日受付