

論 文

UDC 669.15'26-194 : 621.785.377

高炭素低合金鋼の炭化物の球状化成長について*

中 野 平**・川 谷 洋 司**

Growth Behavior in Carbide of High Carbon Low Alloy Steel during Spheroidizing Treatment

Taira NAKANO and Hiroshi KAWATANI

Synopsis:

Several studies were made in the past on the spheroidization of carbide, however, most of them were on the phenomenology of spheroidization and few of them on the mechanism.

In this paper, we have systematically investigated about the effects of chromium content, pre-treating condition, austenitizing temperature and cooling rate in relation to the slow-cooling-method which is used for surface-hardened roll materials. The results are summarized as follows.

1) As the chromium content increases, the volume of carbide in austenite increases, and the austenitizing temperature for complete spheroidization becomes to cover a wide range. The critical carbide number for complete spheroidization in cooling rate of 20°C/hr is found to be $5 \times 10^9/\text{mm}^3$.

2) The carbide number after spheroidization agrees completely with that in austenite. Therefore it is the retained carbide in austenite that grows during slow cooling.

3) There is a critical cooling rate. The following relationship between the critical cooling rate (R_0) and the mean particle spacing (S) is obtained.

$$R_0 = 1.02 \times 10^{-1}/S - 183.6$$

(Received Feb. 2, 1972)

1. 結 言

硬面ロールの寿命は、ロール仕上げ完成後の炭化物の分布により著しく支配されると考えられている¹⁾。

硬面ロールの場合には Cr を 2% 程度含有する高炭素低合金鋼であることと、大形断面を有することの 2 つの理由で炭化物の球状化として徐冷法がもつぱら用いられている。徐冷法を用いたときの球状化炭化物の分布におよぼす諸因子としては Cr 量、前処理組織、オーステナイト化条件、冷却速度があげられる。しかし、球状化におよぼす Cr 量の影響についてはまったく行なわれていないので、本研究では 0.8% C 鋼に 0.5~5% Cr を添加し、球状化におよぼす Cr 量の影響について定量的観察をおこなった。前処理組織については竹下²⁾がパーライトとベーナイトの 2 つの前処理組織に対して球状化処理後の炭化物の平均粒径を測定し、パーライト組織のほうが炭化物粒径が大きくなる傾向を報告しているが、炭化物分布の定量的把握およびその理由についてはまったくふれていない。

本研究では、前処理条件として焼入焼もどし、等温変態各 3 条件を選定し、オーステナイト化時および徐冷後の炭化物がどのように変化するかを定量的に観察することにより、前処理組織の違いによる炭化物分布変化の定量的把握およびその機構を明らかにした。

つぎにオーステナイト化条件の炭化物分布への影響については小門³⁾、本田⁴⁾が Fe-C 2 元系について、HÜLSBRUCH⁵⁾が 2% Cr 鋼について研究をおこなっているが、顕微鏡観察により球状化度を定性的に判断しているだけで、定量的なデータを全然得ていない。三好⁶⁾は軸受鋼を用いて等温変態法で球状化をおこない、オーステナイト化温度が上昇するにつれ、層状パーライトが発生しやすく、等温球状化領域が狭くなる事実を見出し、この理由はオーステナイト化温度の上昇とともに残留する炭化物量が少なくなるためであるとしている。この考え方については、WHITELEY⁷⁾ および本田ら⁴⁾も同様の

* 昭和 44 年 10 月本会講演大会にて発表
昭和 47 年 2 月 2 日受付

** (株)神戸製鋼所中央研究所

考え方を述べている。しかしながらこれらの研究は炭化物の球状化に対して、残留炭化物が核として作用することをばく然と示したにとどまっている。

本研究ではオーステナイト化温度の変化にともなう炭化物の分布を定量的に観察し、球状化後の炭化物の分布との関連を明らかにした。

つぎに冷却速度の影響についての過去の研究は冷却速度がはやくなるにつれてラメラパーライトが現出してくることを認めているが⁹⁾⁹⁾、冷却速度の臨界値の存在についてはまったくふれられていない。

本研究では冷却速度を 5~150°C/hr と広範囲にかえ、炭化物分布の定量的測定をおこない、臨界条件の存在を見出すとともにその理論的裏付けをおこなった。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材の C 量は硬面ロール鋼で主として用いられている 0.8% とし、Cr 量はオーステナイト化時の炭化物数を広範囲に変化させる目的で 0.5% から最高 5% まで変化させた。供試材の化学成分および変態点を Table 1 に示す。これらは 100 KVA 塩基性高周波炉により溶製した 90 kg 鋼塊を、15 mm 丸棒に鍛伸後、30% 塩酸素溶液で酸洗いを行ない、さらに真空中で 1200°C × 50hr の拡散均一化焼鈍を行なったのち試験に供した。また前処理、球状化焼鈍時の脱炭層を除去するため、片面 2 mm

ずつ除去したので 検鏡時の 試料の直径は約 6 mm であった。

2.2 球状化処理法

炭化物の球状化処理として、徐冷法が炭化物生成元素を含有する鋼の場合に一般に用いられているので、球状化処理は徐冷法に限定し、球状化におよぼす因子として Cr 量、前処理条件、オーステナイト化条件および冷却速度の効果を系統的に調べた。Cr 量については、その効果と原因について明らかにしたが、これについては続報で述べたい。

球状化前処理は Table 2 に示すような 6 条件で行なった。

オーステナイト化条件の効果を明らかにするため、保持時間は 2 hr 一定とし、保持温度は各鋼種について、完全球状化から不完全球状化の組織が得られるまでの広範な温度域 (760~1000°C) で実施した。また冷却速度の影響については、冷却速度を 5~150°C/hr まで変化し、いずれも 600°C まで冷却を行ない、その後急冷をおこなった。なお球状化後のかたさはピッカースかたさ計 (20 kg) で測定した。

2.3 炭化物分布の定量法¹⁰⁾

炭化物粒子の観察には一段レプリカ法を用いた。観察面を研摩後ピクリン酸アルコール液で腐食し、カーボンを蒸着した。この蒸着膜を電解分離し観察に供した。なお電子顕微鏡は日立製 HU 11 A 型を使用し 2000 倍で

Table 1. Chemical content and transformation temperature of specimen steel.

Steel	Chemical content (wt %)						Transformation temperature* (°C)			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	T 1	T 2	T 3	T 4
0.8 C-0.5 Cr	0.79	0.18	0.41	0.014	0.011	0.50	723	753	717	686
0.8 C-1 Cr	0.78	0.13	0.41	0.010	0.010	1.03	733	762	726	677
0.8 C-2 Cr	0.79	0.18	0.43	0.016	0.011	2.05	750	766	737	712
0.8 C-3 Cr	0.78	0.17	0.40	0.017	0.011	2.86	756	781	742	723
0.8 C-5 Cr	0.80	0.24	0.48	0.016	0.020	5.12	763	795	766	735

* Heating rate : 180°C/hr, austenitizing-condition : 800°C × 1 hr, cooling rate : 20°C/hr

T1 : Temperature at which γ formation start during heating

T2 : " at which α disappear " " "

T3 : " at which α formation start during cooling

T4 : " at which γ disappear " " "

Table 2. Pre-treatments

Symbol	Pre-treatment
I T-700	Isothermal transformation 1 000°C × 1 hr → 700°C × 15 hr
I T-600	" " " " " " → 600°C × 15 hr
I T-450	" " " " " " → 450°C × 15 hr
Q T-700	Quench-temper 1 000°C × 1 hr O. Q. 700°C × 15 hr
Q T-600	" " " " " " 600°C × 15 hr
Q T-450	" " " " " " 450°C × 15 hr

撮影したのち、場所は無作為に選び、10 000 倍に写真を引伸した。炭化物分布の測定はカールツァイス社製TGZ-3 型微粒子分析器で行なつた。

炭化物の粒度分布を評価するために、単位体積中の炭化物分布を用いることとし、実測した各炭化物径と単位面積中の炭化物数から以下のような計算により求めた。

単位体積中に分散した粒子 (球であると仮定する) の大きさは $0 \sim D_n$ まで連続的に変化しているが、計算上次のような不連続分布におきかえる。 n 個の粒径に分割し、その数を $N_1, \dots, N_j, \dots, N_n$ とする。

粒径 $D_n/n, 2D_n/n, \dots, jD_n/n, \dots, D_n$ (mm)

粒数 $N_1, N_2, \dots, N_j, \dots, N_n$ (個/mm³)

一方、このような分布を示す基地の断面で切断される粒子断面の粒径の分布は、 $0 \sim D_n$ の径をもつ連続分布をする。この分布をつぎのように n 個に分割し、単位断面にあらわれるそれぞれの径を有する炭化物の数 n_i を実測する。すなわち

径 $0 \sim D_n/n, D_n/n \sim 2D_n/n, \dots, (i-1)D_n/n \sim iD_n/n, \dots, (n-1)D_n/n \sim D_n$

数 $n_1, n_2, \dots, n_i, \dots, n_n$

ここで実測される n_i は単位体積中で iD_n/n の粒径をもつ粒子すべての1断面である確率をもつたものの総和として示される。すなわち単位体積中1個の kD_n/n の粒径をもつた粒子が1切断面で $(i-1)D_n/n \sim iD_n/n$ の径をもつ確率を f_i^k とすると、 N_k 個の場合1断面でのその径が $(i-1)D_n/n \sim iD_n/n$ に入る数 n_i^k は $n_i^k = N_k f_i^k$ で示されるので、実測された n_i は

$$n_i = n_i^n + n_i^{n-1} + \dots + n_i^2 = N_n f_i^n + N_{n-1} f_i^{n-1} + \dots + N_i f_i^i \quad (1.1)$$

である。 $N_n, N_{n-1}, \dots, N_j, \dots, N_1$ はつぎのようにして求められる。

$$n_n = n_n^n = N_n f_n^n \quad \therefore N_n = n_n / f_n^n \quad (1.2)$$

$$n_{n-1} = n_{n-1}^n + n_{n-1}^{n-1} = N_n f_{n-1}^n + N_{n-1} f_{n-1}^{n-1} \\ \therefore N_{n-1} = (n_{n-1} - N_n f_{n-1}^n) / f_{n-1}^{n-1} \quad (1.3)$$

$$\vdots \\ n_i = n_i^n + n_i^{n-1} + \dots + n_i^2 + \dots + n_i^i \\ = N_n f_i^n + N_{n-1} f_i^{n-1} + \dots + N_j f_i^j + \dots + N_i f_i^i \\ \therefore N_i = (n_i - N_n f_i^n - N_{n-1} f_i^{n-1} - \dots - N_j f_i^j - \dots - N_{i+1} f_{i+1}^{i+1}) / f_i^i \quad (1.4)$$

(1.2), (1.3) および (1.4) 式の順序に計算を行なうと N_n, N_{n-1}, \dots, N_i は求まる。

つぎに f_i^j を求める。 ($i \leq j$) f_i^j は立体中で粒径 D_j をもつた粒子1個が立体1つの単位断面での断面径が $iD_n/n \sim (i-1)D_n/n$ になる確率である。また f_{j-i}^j は立体中粒径 D_j をもつた粒子1個が立体の1つの単位断面での断面径が $iD_n/n \sim jD_n/n$ になる確率である。したが

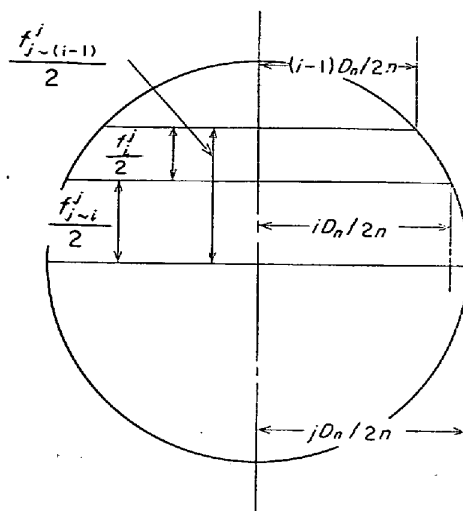


Fig. 1. Determination of f_i^j .

つて

$$f_i^j = f_{j-(i-1)}^j - f_{j-i}^j \quad (1.5)$$

j を一定にして i を $j, j-1, \dots$ と変えると、Fig. 1 よりつぎの関係が得られる。

$$f_j^j = f_{j-(j-1)}^j = D_n (2j-1)^{1/2} / n \quad (1.6)$$

$$f_{j-1}^j = D_n (4j-4)^{1/2} / n - f_{j-(j-1)}^j \quad (1.7)$$

$$\vdots \\ f_i^j = D_n \{j^2 - (i-1)^2\}^{1/2} / n - f_{j-i}^j \quad (1.8)$$

(1.6), (1.7), (1.8) の順に計算を進めると n, D_n, j がきまり、 f_i^k は求まる。一方 i を一定にして $j=n, n-1, n-2, \dots$ にして同じように i の変化による f_i^j を求めることができる。

以上のようにして各粒径を有する単位体積中の炭化物数 (N_i^v) が計算され、単位体積中の炭化物の総数は $\sum N_i^v$ で求まる。さらに体積率 (%) は

$$\sum N_i^v (4/3) \pi (i \cdot \Delta r)^3 \times 100 \quad (1.9)$$

ただし Δr は不連続粒径の半径の公差である。本報では $\Delta r = 0.0272 \times 10^{-3}$ mm である。

3. 実験結果

3.1 球状炭化物の分布におよぼす諸因子の影響について

3.1.1 Cr 量の影響

炭化物の球状化に対して著しい効果が認められると予想される Cr 量について、その含有量を 0.5~5% に変化した。球状化前処理条件は 700°C 等温変態のみとし、オーステナイト化条件は 760~980°C \times 2 hr、冷却速度は 20°C/hr 一定とした。鋼種によりオーステナイト化温度の高低およびその範囲はそれぞれ異なるが、徐冷後の組織では低温では前組織のラメラパーライトが残留し、高温になると徐冷中にラメラパーライトが生成す

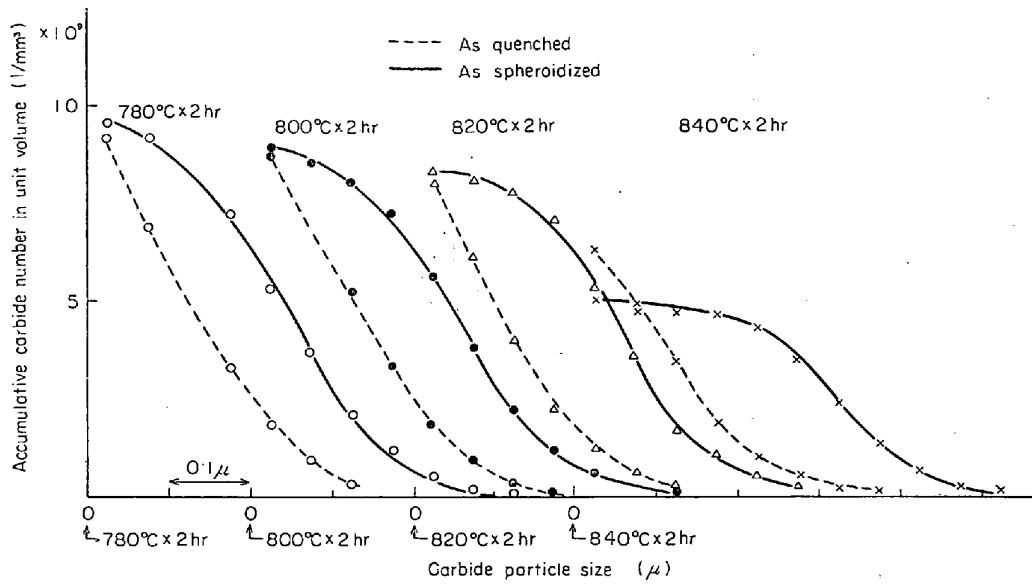


Fig. 2. Effects of austenitizing temperature on spheroidized-carbide distribution (0.8C-2Cr, Pre-treatment: IT-700).

るように同じ挙動を示している。Cr量の増大につれて完全球状化組織の得られるオーステナイト温度域が高温側にひろげられ、球状化が容易に行なえることが明らかである。

つぎに、球状化処理に伴う炭化物の成長挙動をオーステナイト化時と徐冷後の炭化物分布で示すこととする。Fig. 2 は、0.8C-2Cr 鋼について 790~840°C のオーステナイト化条件で球状化処理を行なった場合の炭化物の成長曲線を示す。縦軸に単位体積中 (mm³) の累積炭化物数を取り、横軸に炭化物粒径を示した。ある一つの粒径に対する累積炭化物数とは、その粒径より大きな炭化物数をすべて加算したものである。したがって最小粒径での累積炭化物数は、炭化物総数を意味することになる。本図より、2つの点が明らかになった。

①オーステナイト化温度の上昇につれて、炭化物数は順次減少するが、オーステナイト化時の炭化物数と徐冷後の炭化物数が完全球状化範囲ではほぼ完全に一致している。

②オーステナイト化時および徐冷後において炭化物分布曲線の大きい粒径側への移行がみられ、この事実は徐冷法による炭化物の球状化は、オーステナイト化時に残留する球状炭化物を核とする成長によることを示している。

組織観察から求めた球状化の度合い (球状化度) とオーステナイト化条件の関係および炭化物の分布測定から求めた単位体積当たりの炭化物数とオーステナイト化条件の関係を Fig. 3 に示す。まず球状化度におよぼすオーステナイト化温度の影響についてみると、Cr量が1%

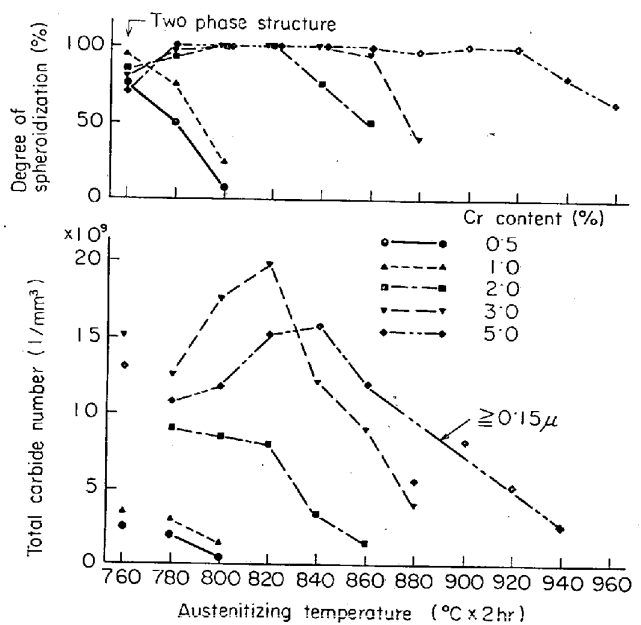


Fig. 3. Effects of austenitizing temperature on carbide number and degree of spheroidization (Pre-treatment: IT-700).

以下の場合、20°C/hr の冷却速度では 100% の球状化組織を得ることはできない。2% 以上になると完全球状化を得るオーステナイト化温度は、Cr量の増加とともに温度範囲が広がってくる。2% Cr で 800~820°C、3% Cr で 800~840°C、5% Cr で 800~920°Cである。(なお Fig. 3 の 5Cr 鋼では、炭化物数はその粒径が 0.15 μ 以上の値を示した。)

オーステナイト化時の残留炭化物数とオーステナイト化温度の関係では、Crが0.5~2%の場合、オーステ

ナイト化温度の上昇につれ球状炭化物数は減少するが、Cr が 3.0% 以上になるとあるオーステナイト化温度までは球状炭化物数は増加し、ピークに達したのち、減少する傾向が認められる。このように球状炭化物数にピークがみられるのは低いオーステナイト化温度では、前組織のラメラ状炭化物の一部固溶、切断、球状化が不十分なためであつて、オーステナイト化温度がある温度になつて始めて残留炭化物の完全球状化が得られるからである。Fig. 4 はオーステナイト化温度による球状化処理後のかたさの変化を示したもので、不完全球状化組織を示すオーステナイト化温度域では、オーステナイト化温度が高くなるにつれて、ラメラパーライト量の増加

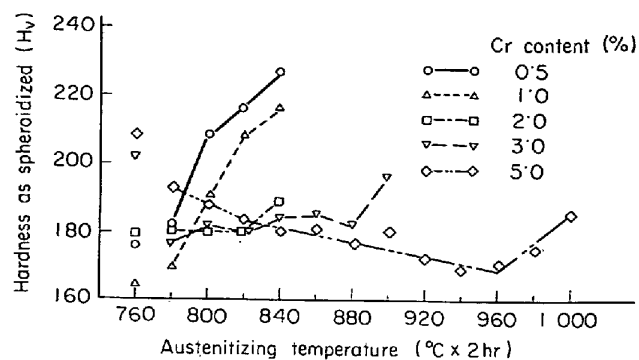


Fig. 4. Effects of austenitizing temperature on hardness number as spheroidized (Pre-treatment: IT-700)

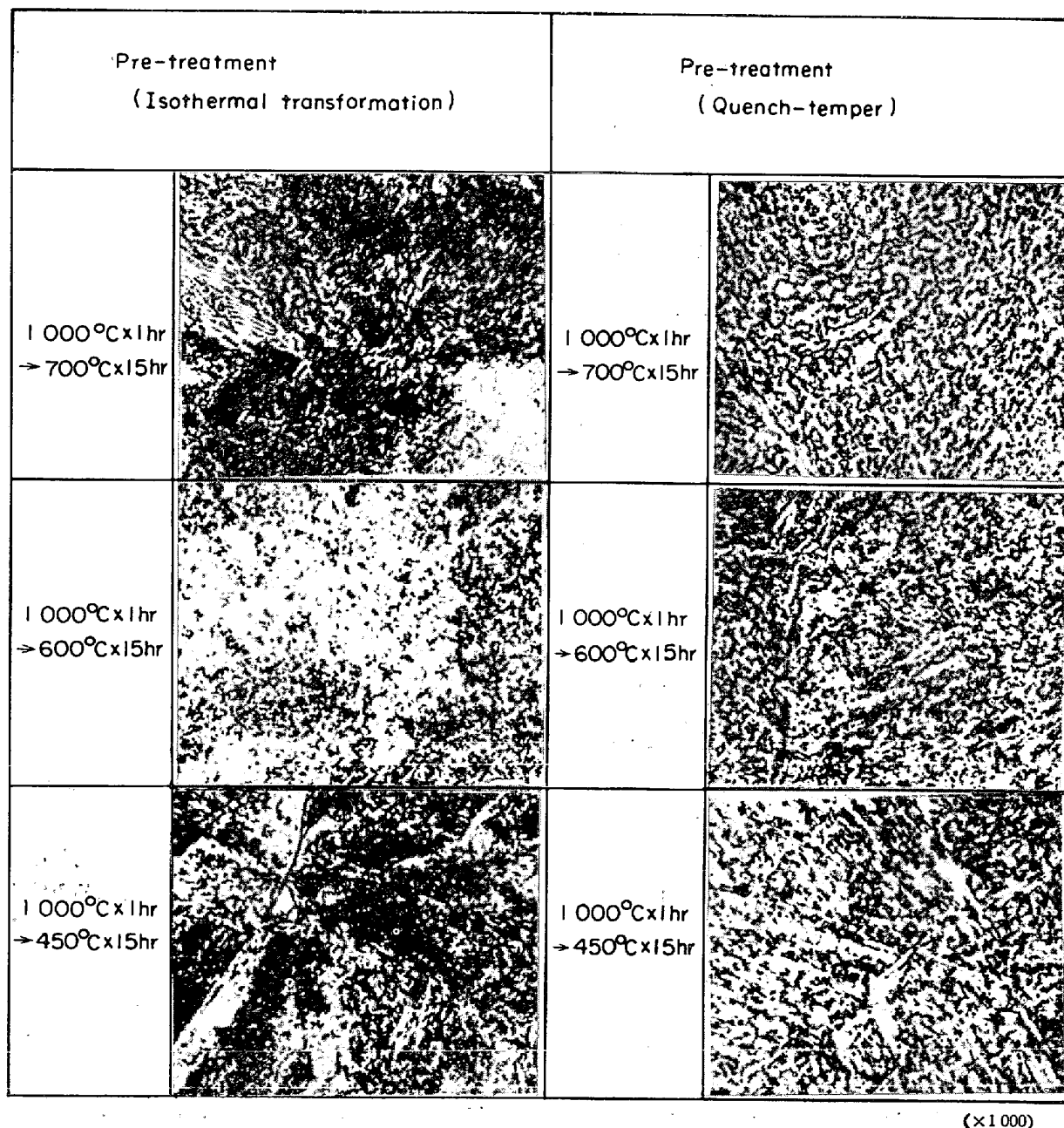


Photo. 1. Structure in pre-treatment of 0.8 C-2 Cr Steel.

によりかたさが上昇しており、Fig. 3の球状化度と対比すると球状化度とかたさの間にはかなりよい相関関係が認められる。この事実から球状化度をかたさで推定する可能性が示唆される。一方完全球状化を示すオーステナイト化温度では、逆にオーステナイト化温度が低くなるとかたさは高くなっており、これは残留炭化物数の増加に起因するものである。

3.1.2 前処理条件の影響

前述のように炭化物の球状化に対して、オーステナイト化時の残留炭化物数が大きな役割を果たすことが明らかになったが、この残留炭化物数は前処理条件によっても変化することが予想される。したがって前処理条件として、1000°C×1hr→700, 600, 450°C×15hr 空冷の等温変態を行なったものと、1000°C×1hr 油冷→700, 600, 450°C×15hr 空冷の焼入焼もどしを行なったものとの合計6種類を選定した。鋼種は0.8C-2Cr鋼を代表として選び、球状化処理条件は800°C×2hr加熱後20°C/hr徐冷を採用した。Photo. 1に前処理組織を示した。Fig. 5は炭化物粒径に対する炭化物累積数曲線の前処理条件による変化を示したもので、この図からまず炭化物数が球状化処理前後で変化せず、したがって球状化がオーステナイト化時の残留炭化物物を核とする成長によつて達成されるということが再び確認された。また残留炭化物数は600°C等温変態材が最も多く、ついで450°C等温変態材で、600°C焼もどし材、450°C焼もどし材、700°C等温変態材、700°C焼もどし材の順に

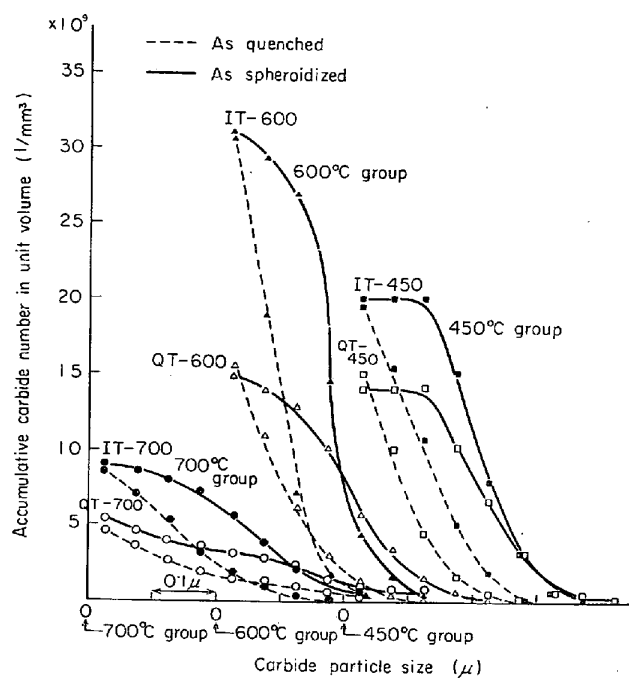


Fig. 5. Effects of pretreatment on carbide distribution as quenched and spheroidized (0.8 C-2 Cr).

少なくなっている。この説明としては前処理組織が微細なほど、したがって前処理温度が低温になるほど炭化物数は一応増加する方向に向かうことが考えられるが、他方低温で生成された炭化物は合金元素含有量が低く不安定なために、オーステナイト化処理の際にオーステナイトに固溶してしまつて核として残留する炭化物が少なくなる。したがって前処理温度は適当な温度範囲が存在することが考えられ、また等温変態の場合はラメラ組織のために焼入焼もどしよりも、球状炭化物として残留しやすいものと考えられる。Fig. 6は前処理温度によるオーステナイト化時の炭化物数を示した。Fig. 7は前処理条件と球状化処理後のかたさとの関係を示したもので、かたさは炭化物数が多いほど高くなる傾向がみられ、このことは完全球状化の得られる条件下ではかたさが炭化物数と比例的関係にあることを示すものである。

3.1.3 オーステナイト化温度の影響

炭化物の球状化に対して支配的役割を演じるオーステナイト化時の残留炭化物数はオーステナイト化温度によつて大きく変化することが考えられる。オーステナイト化温度は760~1000°C範囲に変化させることにした。鋼種は0.8C-2Cr鋼を代表に選び、前処理条件は、1000°C×1hr→700°C×15hr, 600°C×15hr等温変態, 1000°C×1hr油冷→700°C×15hr, 焼もどしの3

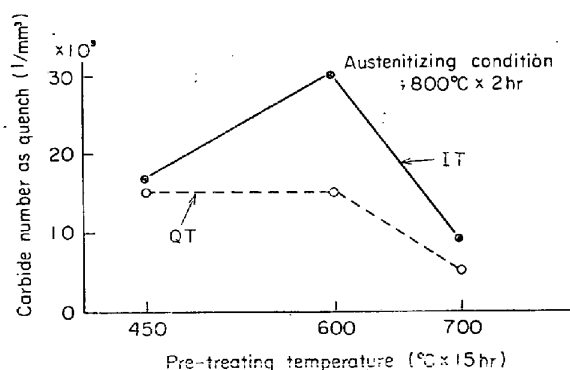


Fig. 6. Effects of pre-treating temperature on carbide number in unit volume (1/mm³) (0.8 C-2 Cr), as quenched.

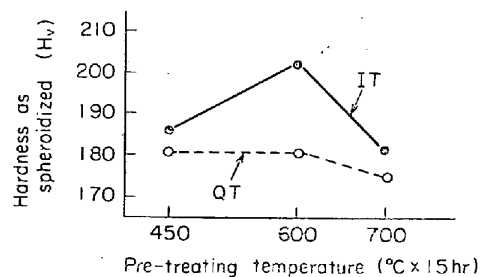


Fig. 7. Relation between hardness as spheroidized and pre-treatment (0.8 C-2 Cr).

種類とし、球状化冷却速度は 20°C/hr 一定とした。組織的には、オーステナイト化温度がある温度以上になるとラメラ炭化物が現出しはじめている。他方オーステナイト化温度が低すぎる場合には前組織のラメラ炭化物

物が残留するため完全球状化が得られていない。これは前処理条件が 1000°C × 1hr 油冷 → 700°C × 15hr 焼もどしの際のオーステナイト化温度 760°C の場合がこれに該当する。したがって完全球状化組織を得るための適当なオーステナイト化温度が存在することがわかる。

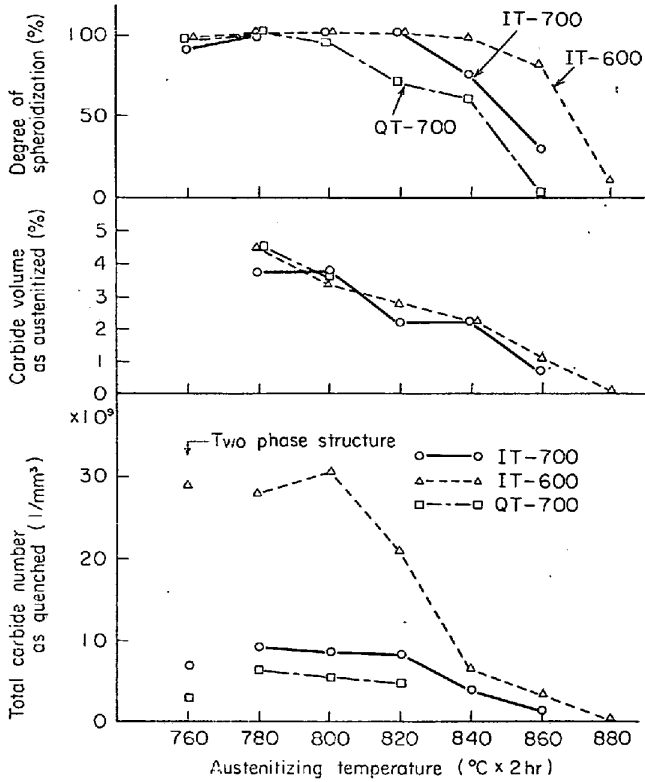


Fig. 8. Effects of austenitizing temperature on degree of spheroidization and carbide distribution (0.8 C-2 Cr).

Fig. 8 はオーステナイト化温度の上昇に従って炭化物が減少し、それによつて球状化度も低下することを示している。また球状炭化物体積比もオーステナイト化温度の上昇に従って減少している。Fig. 9 に球状化処理前後の炭化物の大きさ分布曲線の変化を各種オーステナイト化条件に対して示したもので、この図からも炭化物数はオーステナイト化時と球状化処理後とでほぼ同一であり、炭化物の球状化がオーステナイト化時の残留炭化物を核とする成長によつて達成されることが示される。

Fig. 10 はオーステナイト化温度による球状化処理後のかたさ変化を示したもので、完全球状化の得られるオーステナイト化温度域では、オーステナイト化温度が高くなるほど炭化物数が減少するためにかたさは低下する傾向を示すが、あるオーステナイト化温度以上になるとラメラ炭化物が現出し始めるためにかたさは急激に上昇し始める。

3.1.4 冷却速度の影響

徐冷法による球状化処理の場合、球状化度を支配する因子としてオーステナイト化時に残留する炭化物数と、もう一つの因子として徐冷時の冷却速度が考えられる。それで前処理条件を 1000°C × 1hr → 700°C × 15hr 等温変態, 1000°C × 1hr → 600°C × 15hr 等温変態, 1000°C

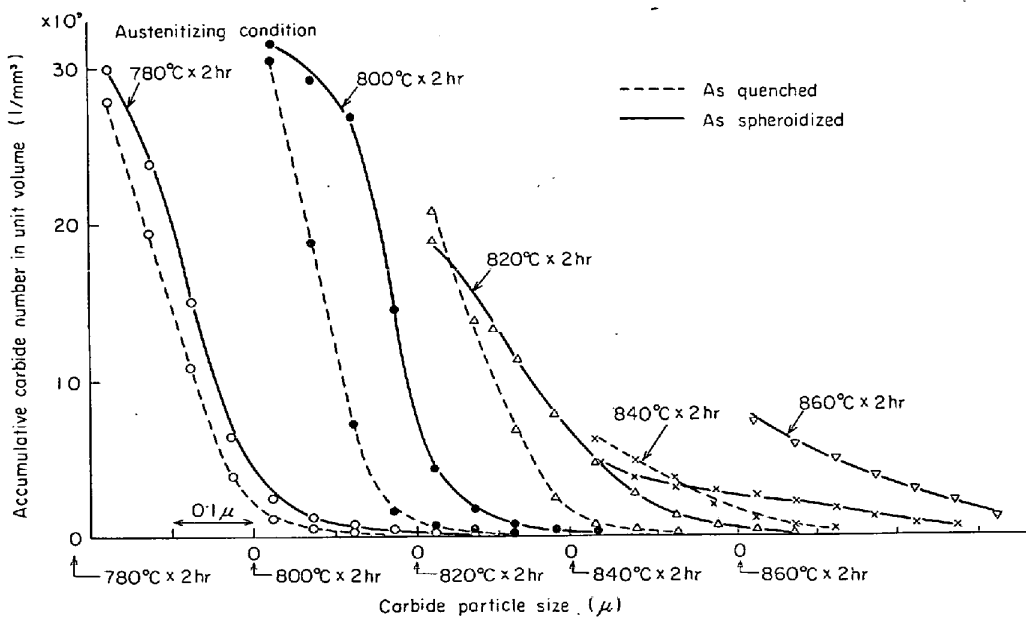


Fig. 9. Effects of austenitizing-temperature on carbide distribution curves (0.8 C-2 Cr, pre-treatment: IT-600).

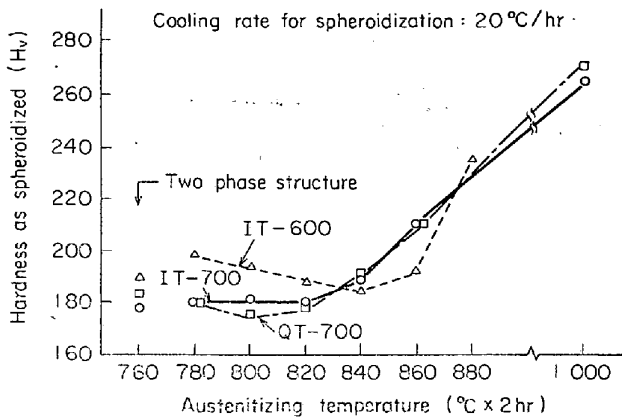


Fig. 10. Effects of austenitizing temperature on hardness as spheroidized (0.8 C-2 Cr).

×1 hr 油冷 → 700°C × 15 hr 焼入焼もどし, 1000°C × 1 hr 油冷 → 600°C × 15 hr 焼入焼もどしの 4 種類とし, オーステナイト化条件を 800 ~ 840°C × 2 hr, 鋼種は 0.8 C-2 Cr 鋼として球状化冷却速度を 5 ~ 150°C/hr の範囲に変化させた。まずオーステナイト化条件を 800°C × 2 hr とし, 前処理条件を前記の 4 種類に変えた場合の冷却速度による球状化後の電顕組織より; オーステナイト化時の残留炭化物数の最も多い 600°C 等温変態は 100°C/hr というかなり大きい冷却速度においても完全

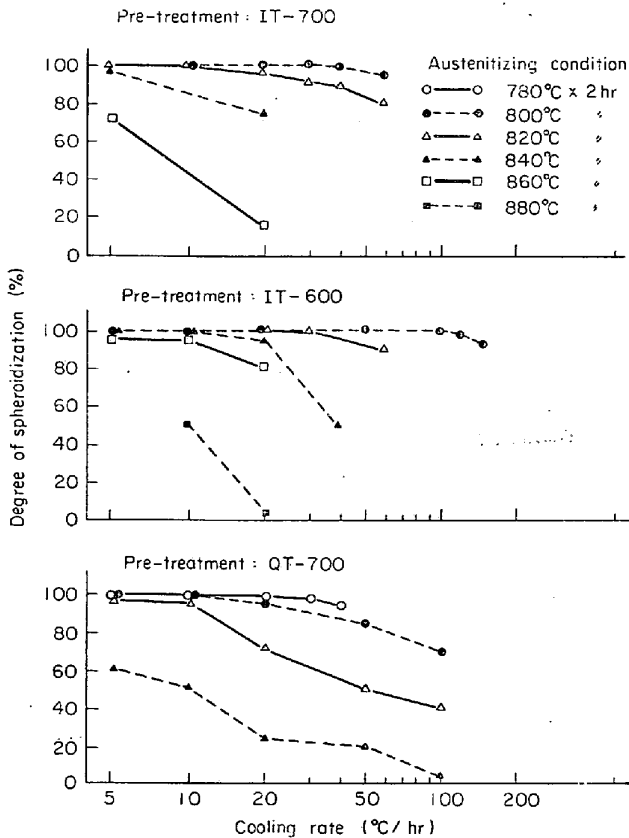


Fig. 11. Effects of cooling rate on degree of spheroidization (0.8 C-2 Cr).

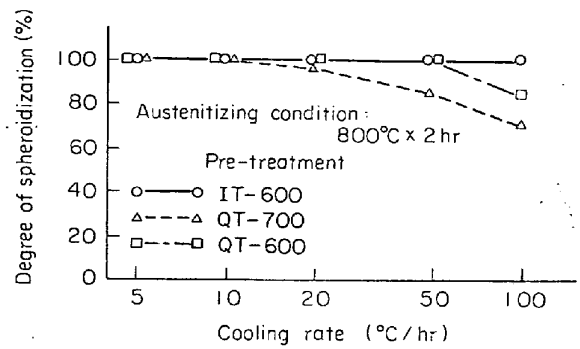


Fig. 12. Effects of cooling rate on degree of spheroidization (0.8 C-2 Cr).

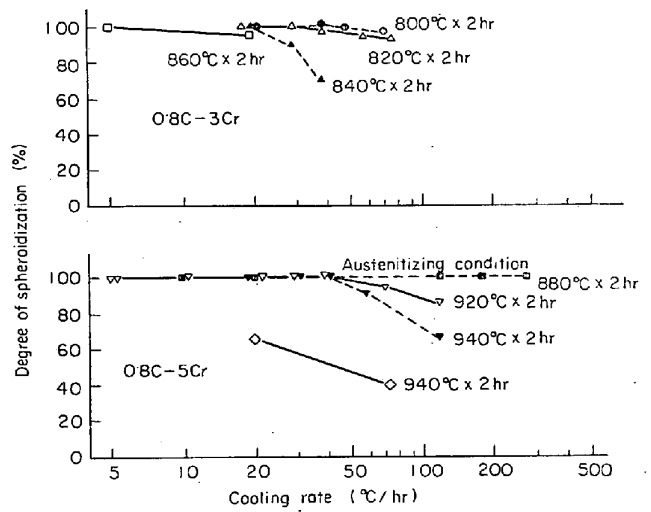


Fig. 13. Effects of cooling rate on degree of spheroidization (Pre-treatment: IT-700).

な球状化組織を呈するが, 残留炭化物数が中程度の 600°C 焼もどししたものでは 100°C/hr 付近, また残留炭化物数の最も少ない 700°C 焼もどしでは 50°C/hr 付近に完全球状から不完全球状化に移行する臨界冷却速度の存在することが示唆された。

700°C 焼もどし材については, オーステナイト化条件が 800°C の場合では 50°C/hr 以上の冷却速度で不完全球状化になるのに対して 840°C と高くなると 10°C/hr の冷却速度で, すでに不完全球状化になる。Cr 量 3% および 5% 鋼についても各冷却速度での組織を観察した。Cr 量が高くなるにつれ, 完全球状化が得られる冷却速度は大となる。Fig. 11~13 に組織より求めた球状化度と冷却速度との関係を示した。Fig. 14 は 0.8 C-2 Cr 鋼の炭化物分布と冷却速度の関係を示したもので, 球状化処理後の炭化物はオーステナイト化時よりもかなり成長しているが, 冷却速度の大小による炭化物の成長度合いの差はあまり顕著に認められない。これらの事実から合金元素, 前処理あるいはオーステナイト化条件に

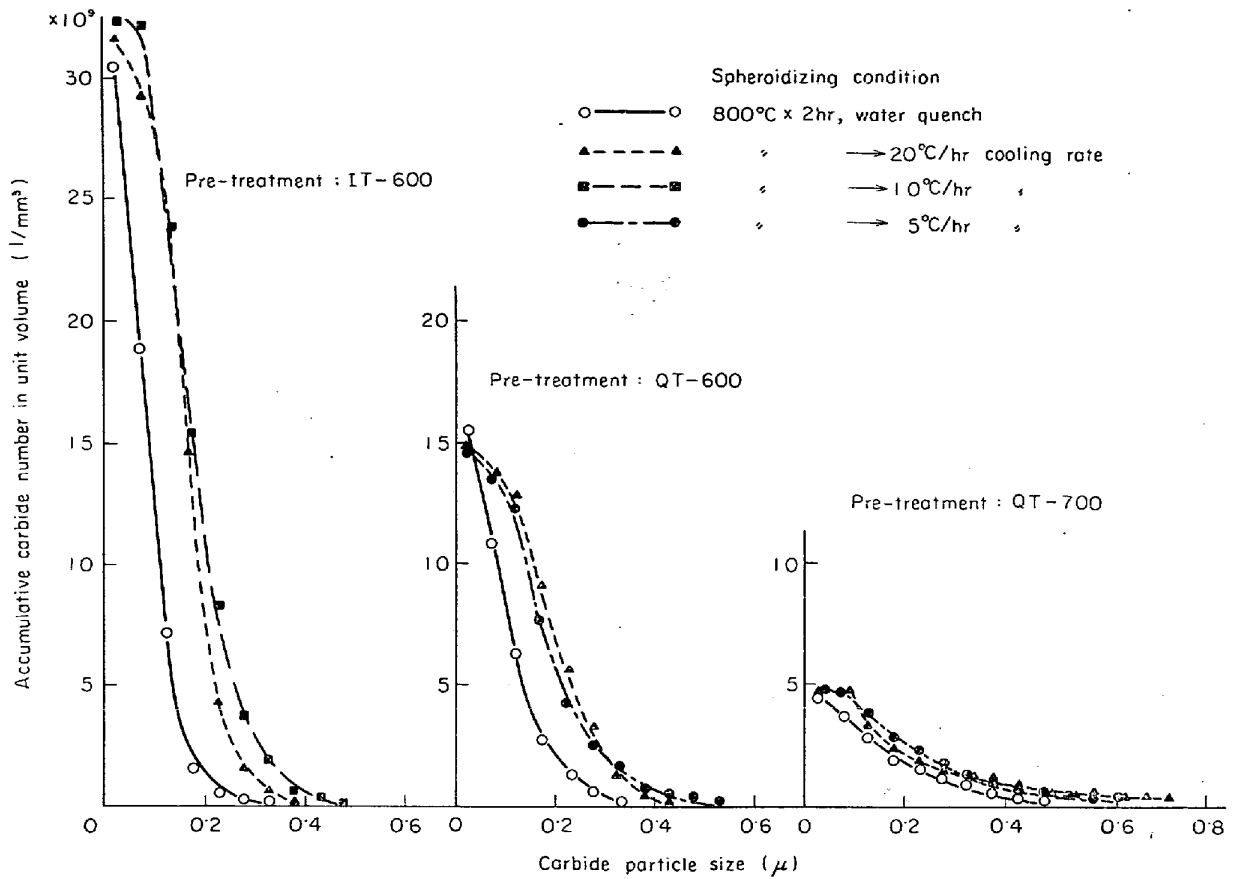


Fig. 14. Effects of cooling rate on carbide distribution curve (0.8% C-2% Cr).

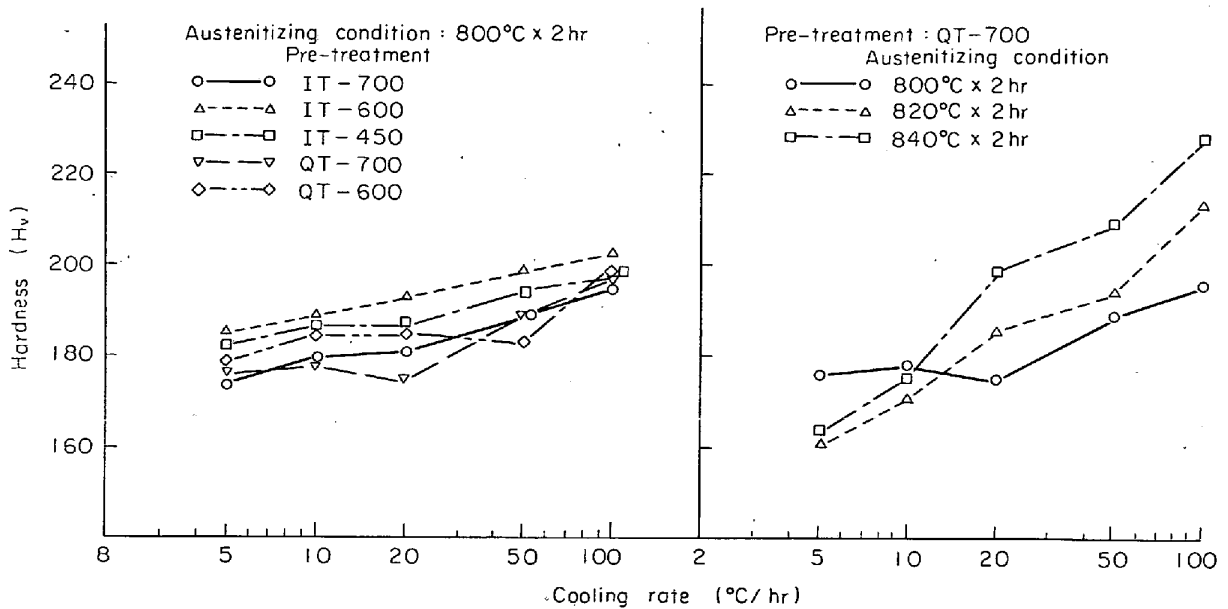


Fig. 15. Effects of cooling rate on hardness as spheroidized (0.8 C-2 Cr).

よつて、オーステナイト化時の残留炭化物数が決まると、それに対して完全球状化の得られる臨界冷却速度の存在することが見いだされた。この冷却速度によるかたさの変化は前処理条件およびオーステナイト化条件を変えて

調べた結果、Fig. 15 に示すように球状化度がほぼ 100% の場合には、オーステナイト化時の炭化物数の多いほうがかたさが高く、また残留炭化物数が少なく冷却速度の増大によつて球状化が不完全になる場合には、700°C 焼

もどし材のようにかたさはある冷却速度のところで急激に増大し、その屈折点は不完全球状化となる冷却速度とほぼ一致している。したがってかたさによつても完全球状化の得られる臨界冷却速度の概略値の推定が可能と考えられる。一方、完全球状化においても冷却速度の増大とともにかたさは少しずつ高くなるが、この理由は冷却速度がはやいとき析出が十分に起こりえず、基質中のCの固容量の増大に起因するものと考えられる。

いずれにしろかたさによつて球状化を判断する場合には、あくまで予備的に全体の傾向をみることにし、最後は顕微鏡的判断に待つのが妥当と考える。

4. 考 察

徐冷法による炭化物の球状化に対して、Crが有効である事実の確認とその原因については次報で報告することとし、本報では徐冷法による炭化物の球状化の機構について考察を試みることにする。まず Fig. 4 および Fig. 8 をみると、オーステナイト化時の残留炭化物数と徐冷後の炭化物数とは完全球状化範囲ではほぼ等しいという事実で、このことはオーステナイト化時に残留する球状炭化物が核となり、徐冷時に球状に成長することにより炭化物の球状化が行なわれることを実証している。

つぎにオーステナイト化時に残留する炭化物数と球状化度との関係について考えることにする。Fig. 16 は 0.8C-2Cr 鋼について前処理条件、オーステナイト化条件を変えて、オーステナイト化時の残留炭化物数と球状化度との関係を示したもので、この図から冷却速度を一定とした場合、オーステナイト化時の炭化物数がある値以上になると球状化度が100%に達するということが、換言すれば、1つの冷却速度に対して完全球状化組織を得るためにはオーステナイト化時に残留する炭化物数はある一定の値以上でなければならないことがわかる。この一定値を完全球状化組織を得るための臨界炭化物数と呼ぶことにする。この図から臨界炭化物数としておよそ $5 \times 10^9 / \text{mm}^3$ の値が得られる。同図には球状化時のかた

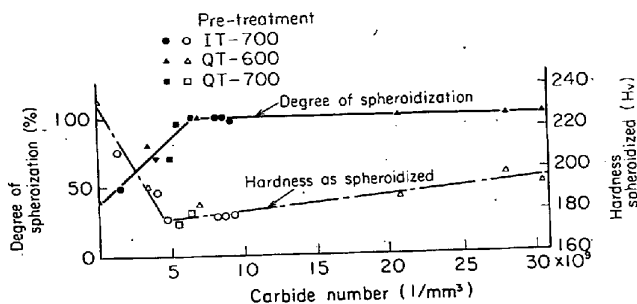


Fig. 16. Relation between degree of spheroidization and carbide number (0.8C-2Cr).

さも同時に示したが、不完全球状化組織の範囲ではオーステナイト化時の炭化物数が多いほどかたさは低下してくる。そして、臨界炭化物数付近でかたさは最小値を示し、完全球状化の範囲では炭化物数の増加につれ、かたさは徐々に増加している。以上のかたさへの球状化度の影響は、不完全球状化範囲ではラメラ・パーライト量が多くなるほど、すなわち球状化度が減少するほど、また完全球状化の範囲では炭化物数が多いほどかたさは増加することになる。このことから、かたさで球状化度をある程度まで判定することは可能であると考えられる。

つぎに Cr 量を 0.5~5.0% まで変化してオーステナイト化時の残留炭化物数と球状化度との関係を示したのが Fig. 17 で Fig. 16 とほぼ同様の結果が得られている。このように1つの冷却速度に対して、完全球状化の得られる1つの臨界炭化物数に対応するが、逆にみればある一定の炭化物数に対応して完全球状化組織の得られる最大の冷却速度が存在することになる。この冷却速度を臨界冷却速度と呼ぶことにする。

種々の冷却速度の影響について調べたが、これからオーステナイト化時の残留炭化物数と臨界冷却速度との関係をまとめたのが Fig. 18 で、オーステナイト化時の残

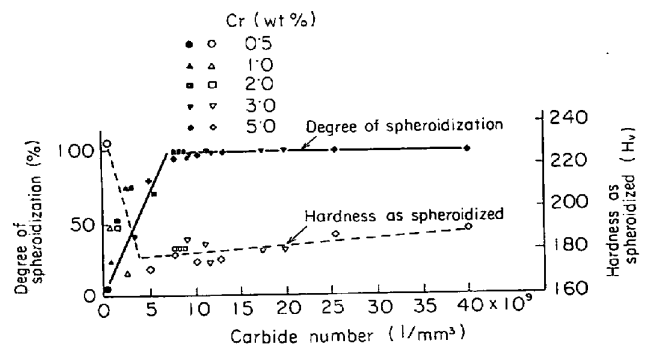


Fig. 17. Effect of carbide number on spheroidization and hardness as spheroidized (pre-treatment: IT-700).

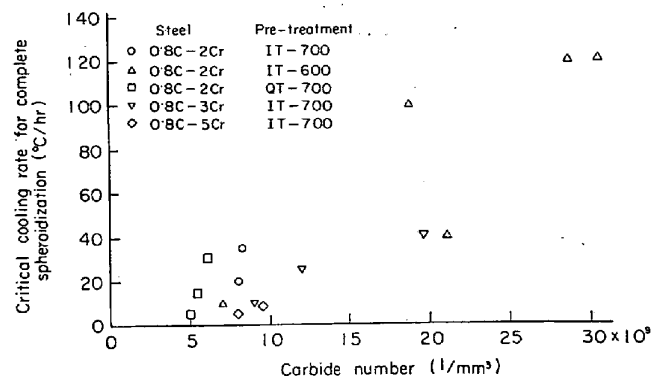


Fig. 18. Relation between critical cooling rate for complete spheroidization and carbide number.

Table 3. Relation between critical cooling rate and mean particle spacing.

Carbide number ($\times 10^3/\text{mm}^3$)	Mean particle spacing ($\times 10^{-3}\text{mm}$)	1/Mean particle spacing ($\times 10^3\text{mm}$)	Critical cooling rate ($^{\circ}\text{C/hr}$)	Steel
5	0.585	1.71	5	0.8C-2Cr
5.25	0.575	1.74	14	//
5.75	0.558	1.79	30	//
7	0.524	1.91	10	//
8	0.500	2.00	5	0.8C-5Cr
8	//	//	20	0.8C-2Cr
8.25	0.495	2.02	36	//
9.25	0.477	2.10	8	0.8C-3Cr
//	//	//	10	0.8C-5Cr
12	0.437	2.29	24	0.8C-3Cr
19.7	0.370	2.76	40	//
//	//	//	100	0.8C-2Cr
20.25	0.366	2.73	40	//
28.25	0.329	3.04	120	//
30.5	0.320	3.13	120	//

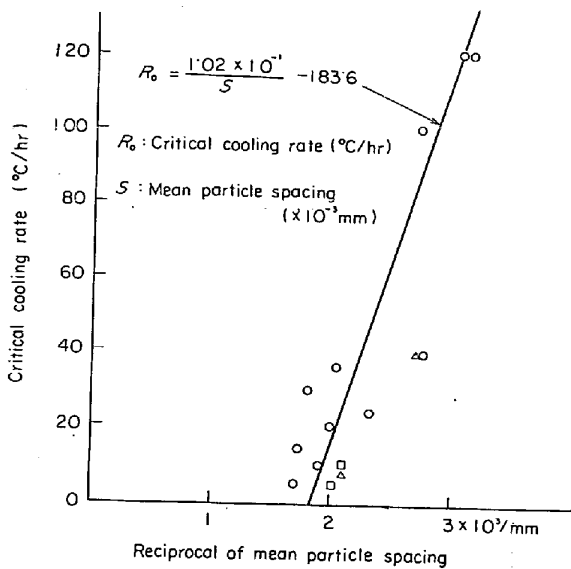


Fig. 19. Relation between critical cooling rate and mean particle spacing.

留炭化物数の増化につれて臨界冷却速度も増大することが示される。Table 3 に炭化物数から炭化物の平均粒子間隔を計算で求め、さらに平均粒子間隔の逆数と臨界冷却速度と対比させたもので、これを図示すると Fig. 19 のようになる。この図から平均粒子間隔 (S) の逆数と臨界冷却速度 (R_0) との間には

$$R_0 = \alpha \times \left(\frac{1}{S}\right) + \beta \dots\dots\dots (1.10)$$

なる関係が得られ、 R_0 は $\frac{1}{S}$ に比例し、 $\alpha = 1.02 \times 10^{-1}$ 、 $\beta = -183.6$ である。この臨界冷却速度の存在と臨界冷却速度と平均粒子間隔 (S) との間関係は以下のようにして説明される。

まず等温変態の場合について臨界過冷度の存在について述べる。界面の移動のともなう成長速度は CAHN¹¹⁾に

よると

$$G = M\Delta F/L \dots\dots\dots (1.11)$$

で与えられる。ここで G は成長速度、 M は境界の平均の移動度、 ΔF は γ 相の 1 単位体積 (1mm^3) がパーライトに変態するための自由エネルギー変化である。 L は有効拡散距離である。球状パーライト成長では成長後の析出物径を無視できるとすれば、(1.11)式での L は一定値 S で与えられる。この S はオーステナイト化時の炭化物数により決定される。ZENER¹²⁾ が明らかにした $\Delta F \propto \Delta T$ を(1.11)式に代入すると球状パーライトの場合の成長速度 (G_s) は

$$G_s = A \cdot \Delta T / S \dots\dots\dots (1.12)$$

一方ラメラパーライトの成長速度 (G_L) は (1.11)式に ZENER¹²⁾ の求めた関係、すなわち $\Delta F \propto \Delta T$ および $L \propto 1/\Delta T$ を代入すると

$$G_L = B \cdot \Delta T^2 \dots\dots\dots (1.13)$$

で与えられる。(1.12) および (1.13)式での A および B は界面の移動度を含んだ定数項である。

そこで球状パーライトができるためには、ラメラパーライトの成長速度よりも球状パーライトの成長速度が大きいことが必要である。すなわち(1.12)式と(1.13)式より

$$G_s \geq G_L \dots\dots\dots (1.14)$$

すなわち

$$\Delta T \leq (A/B) (1/S) \dots\dots\dots (1.15)$$

上式で等号が成立する場合の ΔT が ΔT_0 であり、この ΔT_0 が臨界過冷度である。

つぎに臨界過冷度に対応する臨界冷却速度を求める。変態点を通過後の時間を t 、冷却速度を R とすると

$$\Delta T = t \cdot R \dots\dots\dots (1.16)$$

ただし一定のオーステナイト化後、変態させたときの

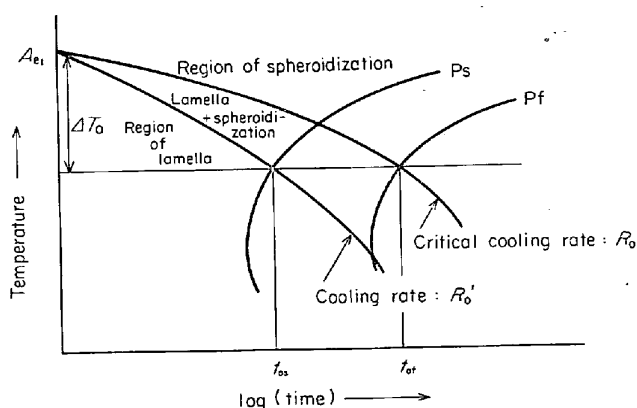


Fig. 20. Existence of critical cooling rate in spheroidizing growth.

T-T-T 曲線と C-C-T 曲線が同一であると仮定する。
(正確には正しくない。)

等温変態において $\Delta T = \Delta T_0$ のとき、変態が終了するまでの時間を t_{of} とすると、連続冷却変態において 100% 球状化したパーライトを得るためには (1.16) 式より

$$\Delta T_0 = t_{of} \cdot R \quad \dots \dots \dots (1.17)$$

したがって

$$R = \Delta T_0 / t_{of} \equiv R_0 \quad \dots \dots \dots (1.18)$$

上式の R_0 が臨界冷却速度となる。

また等温変態において $\Delta T = \Delta T_0$ のときのパーライト変態開始までの時間を t_{os} とすると、連続冷却変態における冷却速度 R が $\Delta T_0 = t_{os} \cdot R$ となり、それゆえ

$$R = \Delta T_0 / t_{os} \equiv R_0' \quad \dots \dots \dots (1.19)$$

であれば 100% 層状パーライトが生成され、100% 層状パーライトを得るための臨界冷却速度となる。

$t_{os} < t_{of}$ より、 $R_0' > R_0$ となる。

したがって、冷却速度: R が

$R > R_0'$ ならば 100% 層状パーライト

$R_0' \geq R \geq R_0$ ならば層状パーライトと球状パーライト

$R < R_0$ ならば 100% 球状パーライト

が得られる。これを図に示すと Fig. 20 のようになる。

R_0 と S の関係は (1.15) と (1.18) 式より

$$R_0 = (A/B) (1/t_{of}) (1/S) \quad \dots \dots \dots (1.20)$$

となる。(1.20) 式より臨界冷却速度: R_0 は平均炭化物間距離 (S) に逆比例することがいえる。このことは本報で求めた (1.10) 式の関係性を満足している。

5. 結 言

0.8C-2Cr 鋼をベース材として炭化物の球状化におよぼす因子として Cr 量、前処理条件、オーステナイト化温度、冷却速度の球状炭化物の分布への影響を系統的に調べ得られた結論はつぎのとおりである。

1) 炭化物の球状化過程で、オーステナイト化時と、徐冷後とで、球状炭化物数が、ほぼ完全に一致している。この事実は炭化物の球状化処理においては、オーステナイト化時に残留した球状炭化物が核となつて徐冷の過程で球状に成長し、新しく炭化物は析出しないことを意味する。

2) 球状化処理前の前処理が炭化物の球状化に著しく大きな影響を示し、前処理として 1000°C でオーステナイト化後 600°C で等温変態したものがオーステナイト化時の残留炭化物数が多く、450°C 等温変態材、600°C 焼もどし材、450°C 焼もどし材、700°C 等温変態材、700°C 焼もどし材の順に残留炭化物数が減少し、球状化度が悪くなる。

3) オーステナイト化温度が高くなるにしたがつて、オーステナイト化時の残留炭化物数が減少し、球状化度が劣化する。

4) オーステナイト化時の残留炭化物数と、球状化度との間には、密接な関係を有し、冷却速度を一定とした場合、完全球状化組織を得るためには、オーステナイト化時に残留する炭化物数はある一定の値以上でなければならないという臨界炭化物数の存在が確認された。冷却速度が 20°C/hr の場合の臨界炭化物数は $5 \times 10^9 / \text{mm}^3$ である。

5) 逆に残留炭化物数を一定とした場合には、完全球状化組織を得るためには、ある冷却速度以下で冷却しなければならない。それ以上のはやい冷却速度では、ラメラ・パーライトが生成されるという臨界冷却速度が存在する。

6) 臨界冷却速度を R_0 とし、炭化物数から計算した炭化物の平均粒子間隔 S との間にはつぎの関係式が成立する

$$R_0 = 1.02 \times 10^{-1} / S - 183.6$$

文 献

- 1) 桑原: 鉄と鋼, 43 (1957) 1, p. 24
- 2) 竹下, 佐藤: 鉄と鋼, 47 (1961) 3, p. 309
- 3) 小門: 日本機械学会誌, 31 (1928), p. 954
- 4) K. HONDA and S. SAITO: JISI, 102 (1920), p. 261
- 5) W. HÜLSBRUCH and E. THEIS: Stahl u. Eisen, 72 (1952) 3, p. 123
- 6) 三好: 鉄と鋼, 51 (1965) 7, p. 36
- 7) J. H. WHITELEY: JISI, 105 (1922), p. 339
- 8) 安藤: 鉄と鋼, 41 (1954) 9, p. 915
- 9) 田坂: 鉄と鋼, 44 (1958) 3, p. 416
- 10) J. E. HILLIARD: Quantitative Microscopy, McGraw-Hill, New York, 1968, p. 45

11) *M. E. FINE*: 相変態序説, 丸善, 1968, p. 89,
p. 94

12) *C. ZENER*: *Trans. Met. Soc. AIME*, 167 (1946),
p. 550
