

.....
論 文
.....

UDC 669.15-194.2 : 548.5 : 669.112.227.1 : 621.78.014

低炭素低合金鋼の逆変態*

松田 昭一**・岡村 義弘**

Reverse Transformation of Low-carbon Low Alloy Steels

Shoichi MATSUDA and Yoshihiro OKAMURA

Synopsis:

The process of formation of austenite has been studied in low-carbon low alloy steels. The specimens with acicular structures such as martensite, bainite or tempered martensite are heated at temperatures between A_{C_1} and A_{C_3} . The structural changes in these specimens during heating are observed in detail.

The main results are as follows.

- 1) Austenitizing processes are divided into two stages. In the first stage globular austenites are formed accompanying the dissolution of cementite. Acicular austenites are as well formed at an early stage.
- 2) In the second stage a globular austenite is formed by the coalescence of the acicular austenite grains and those formed in the both stages grow to form extended austenite grains.
- 3) γ' transformation prevails in a boron containing steel.

Based on these results, it is proposed that the reverse transformation are mainly controlled by the rate of recrystallization of austenite.

(Received June 25, 1973)

1. 結 言

鋼の細粒化は靱性の向上に対する最も有効な方法であり、たとえば GRANGE¹⁾²⁾などは、急速加熱による新しい細粒化の方法をすでに確立している。しかしながら、実用面から考えると現場の製造条件にはいくつかの制約があり、この方法は現在のところ必ずしも有効な方法であるとはいえない。

オーステナイトの細粒化にはフェライト・オーステナイトの相変態を利用する方法が効果的であることは周知のことであるが、これに関してすでに明らかにされた研究成果のおもなものとして以下のものがあげられる。すなわち、針状組織のオーステナイト化に際して、 A_{C_1} 変態点において核発生したオーステナイトは成長の方向が規制され針状の微細なオーステナイトを形成する段階があること^{3)~8)}、D' YACHENKO⁹⁾らによれば、0.6% C 鋼のオーステナイト化過程において新たに形成されたオーステナイトと原組織との間には Kurdjumov-Sachs の関係に近い結晶方位関係があることが確認されている。また本間¹⁰⁾は、Ni-Cr-Mo 鋼において成長の初期段階に形成された針状オーステナイトが通常観察される粒状の結晶粒へ移行する過程を詳細に観察し、オーステナイト初

期粒度は針状オーステナイト相互の結晶方位の分布によって支配されると推論している。さらに森ら¹¹⁾は、鋼の急速加熱によって従来の常識とは反して、オーステナイトの粗大化が生じることを報告している。しかし、上記の研究成果をとくにオーステナイトの細粒化の観点から評価すると、いずれもこれに対する新しい方法を提供するものとはいえない。

以上のような現状と将来の展望とに立つて、新しい細粒化法を確立するための基礎として鋼の逆変態の機構について詳細な検討を加えた。本論文は、低炭素低合金鋼針状組織（以下においては、マルテンサイト、ベイナイトおよび両者の焼もどし組織の総称として用いる）のオーステナイト化過程と、加熱速度によるオーステナイト初期粒度の変化を、オーステナイトの再結晶の観点から統一的に説明することを提案せんとするものである。

2. 実 験 方 法

2.1 試料と熱処理

Table 1 に試料の化学組成と変態点を示す。0.12% C, 3.5% Ni, 0.4% Mo などを含む低炭素低合金鋼

* 昭和48年6月25日受付

** 新日本製鉄(株)基礎研究所

Table 1. Chemical compositions(wt%) and transformation temperatures(°C) of steels.

Steel	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	B	Ac ₁	Ac ₃
鋼 #1	0.12	0.20	0.50	3.50	0.35	0.01	<0.0005	694	802
鋼 #2	0.12	0.20	0.50	3.50	0.35	0.01	0.0020	695	805

Table 2. Heat treatment to obtain a fine aggregate such as martensite, bainite and tempered martensite.

Symbol	Structure	Heat treatment
M	Martensite	1 300°C × 30 min (WQ)
F/Cem	Tempered martensite	1 300°C × 30 min (WQ) + 600°C × 40hr (AC)
Bu	Upper bainite	1 300°C × 30 min Pb(420°C) Q

であり、鋼 #2 には硼素(B)が添加されている。

試料は電解鉄、電解ニッケルなどを素材にして 20 kg 真空溶解炉で溶製され、13 mm厚に熱間圧延された。熱延材から 10×10×55 mm の角材を切り出し、その後の熱処理に供した。

1 350°C × 1hr の拡散焼鈍を行なった後、Table 2 に示した熱処理により 3 種の代表的な針状組織を作製し熱処理材から 10×3 mm φ の試験片を切り出した。

2.2 オーステナイトの形成過程の観察

Formastor-F* により、Ac₁~Ac₃ 温度域の 700, 720 740°C に急速加熱後恒温変態させた試料についてオーステナイトの形状や成長速度などを調べた。また、典型的

* 熱膨脹測定装置 (富士電波製)

な針状組織であるマルテンサイトを Ac₁~Ac₃ の種々の温度まで連続加熱した試料について、オーステナイト初期粒度が形成されるに至るまでの過程を詳細に観察した。

また、Table 1 に示された試料以外に 9% Ni 鋼を用い、残留オーステナイトの結晶学的特徴を詳細に調べた。

なお、組織観察には光学顕微鏡と電子顕微鏡とを併用した。

3. 実験結果

3.1 オーステナイトの初期形状と成長速度

成長の初期段階において形成されるオーステナイトの形状は、塊状と針状とに大別される。Photo. 1 はその一例であり、(a) はマルテンサイト(M)を、(b) は焼もどしマルテンサイト(F/Cem)を 720°C で 10 sec 恒温変態させた場合の組織である。Photo. 1 から、旧オーステナイト粒界で形成されるオーステナイトは原組織(オーステナイト化前の組織)によらず主として塊状であり、一方旧オーステナイト粒内では、塊状と針状のオーステナイトが混在していることがわかる。また、塊状オーステナイトの形成に伴いその領域内においてセメントライト

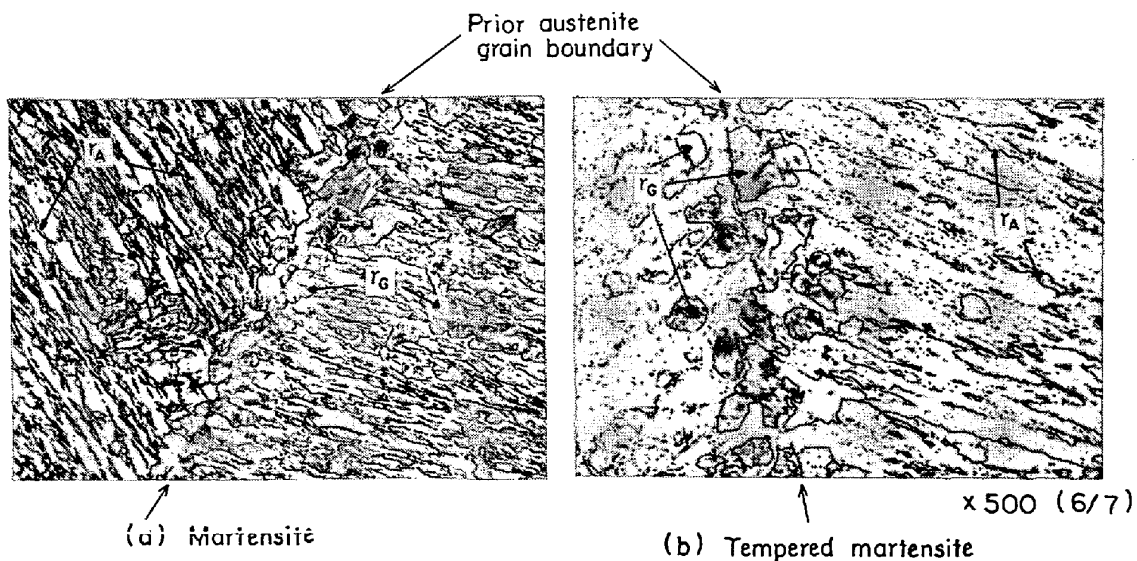


Photo. 1. Microstructures of specimens held isothermally at 720°C for 10 sec. (Steel #1, Optical micrograph)
γ_G: Globular austenite γ_A: Acicular austenite

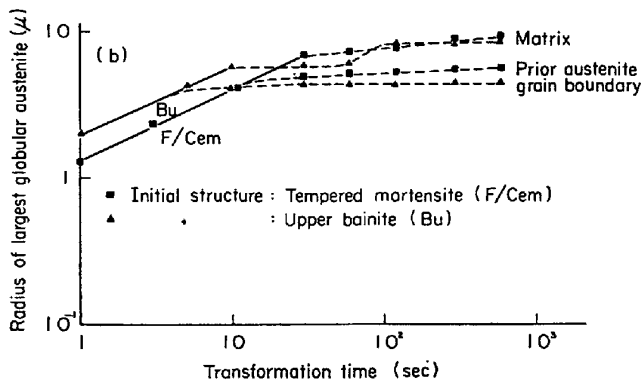
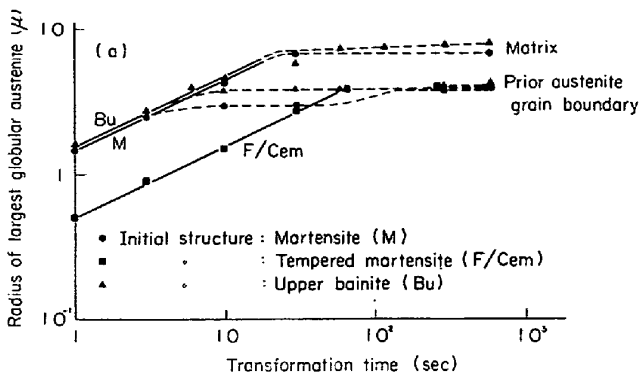


Fig. 1. Radius of globular austenite as a function of transformation time. (Steel #1)
 (a) Isothermal transformation temperature 700°C
 (b) " " " " 720°C

の溶解が一般に認められるが、この特徴は後述される Photo. 2 (b) のレプリカ組織をみるとより判然とする。

粒内における塊状オーステナイトの混在割合は原組織に依存し、原組織が M の場合に最も多く F/Cem の場合に最も少ない。上部ベイナイト (Bu) の場合には両者の中間的な傾向を示す。塊状オーステナイトの混在割合は原組織のほかに恒温変態の温度によっても変化し、変態温度が上昇するに従って混在割合は増加する。これらの現象は以下において詳述するが、セメントタイトの溶解速度に起因するものと考えられる。

Fig. 1(a), (b) は、塊状オーステナイトが恒温変態時間とともにどのように成長するかを示したものであり縦軸はオーステナイト結晶粒*の半径 (R) を横軸は変態時間 (t) を表わしている。Fig. 1 から、塊状オーステナイトの初期成長は(実線部分)、いずれの針状組織においても

$$R = K t^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

で表わされることがわかる。ここで K は反応速度定数である。成長が進みオーステナイト相互の衝突が起るとその後の成長はほとんど停止され(点線部分)、最終的に

* 測定視野の中で最も大きいオーステナイト結晶粒

Table 3. Chemical compositions of cementite (wt%).

Symbol	Mn	Ni	Mo	Fe
M	0.50 (1.00)	3.50 (1.00)	0.35 (1.00)	95.65
F/Cem	4.55 (9.10)	1.77 (0.50)	11.47 (32.75)	82.21
Bu	0.73 (1.46)	3.68 (1.04)	0.73 (2.09)	94.86

Figures in parenthesis: (Mn, Ni, Mo)_{Cem} / (Mn, Ni, Mo)_{matrix}

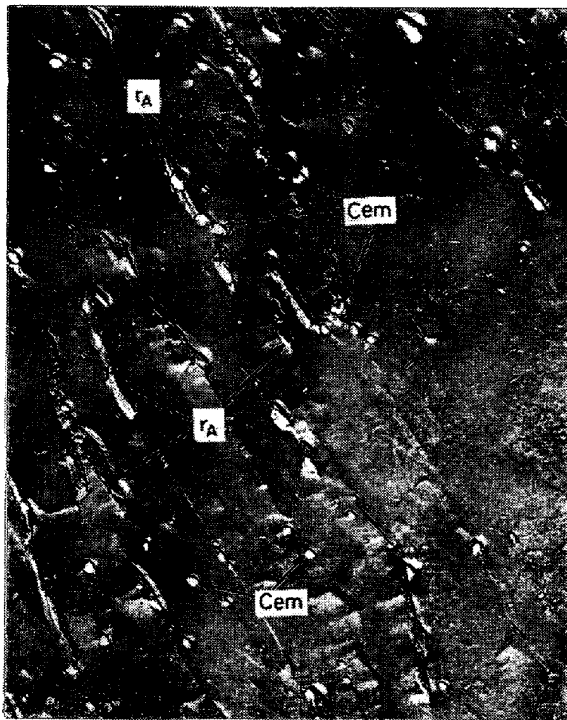
得られるオーステナイトの結晶粒径は粒内に比べて旧オーステナイト粒界の方が小さい。この原因は、塊状オーステナイトの核発生密度が粒内よりも粒界の方が高く、粒界においてはオーステナイトが自由に成長し得る時間が短いためである。

Fig. 1 において反応速度定数 K (切片の値) に留意すると、K 値は針状組織が M や Bu の場合に比較して F/Cem の場合の方が小さい。この傾向との関連において Table 3 に示された針状組織*に存在するセメントタイトの組成を比較すると、F/Cem の場合には M や Bu の場合に比べて Mn, Mo** などの濃度が高いことがわかる。これらの実験結果から、F/Cem においてはセメントタイトの溶解速度が遅いためそれに比例して K 値が小さくなるものと解釈される(経験的に、合金元素が濃縮されるとセメントタイトは溶解しがたくなることが知られている)。

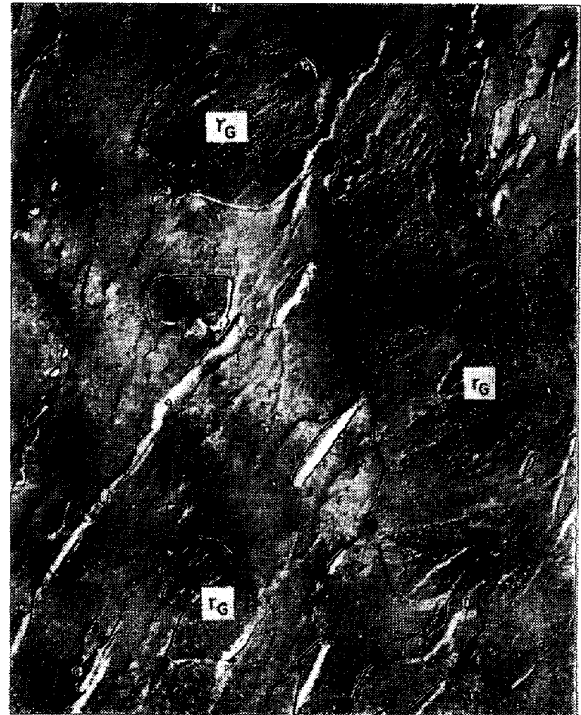
Photo. 2 (a), (b) は、F/Cem を 720°C で 10 sec 恒温変態させた場合の組織であり、(a) は針状オーステナイトの領域を (b) は塊状オーステナイトの領域を示したものである。個々の針状オーステナイトに観察される形態上の特徴として、長手方向が原組織のフェライト・ラス粒界とほぼ一致すること、針状オーステナイトの粒内や粒界に存在するセメントタイトの大きさが未変態のフェライト部分に存在するそれとほぼ同じであることなどがあげられる。後者の特徴、すなわち、針状オーステナイトの形成される場合にはセメントタイトの溶解がほとんど観察されないという現象は Photo. 2 (b) に示された塊状オーステナイトのように、セメントタイトの溶解に伴ってオーステナイトが形成される場合とは対照的である。また、Photo. 2 にみられる以外の一般的な特徴として、一度形成されたオーステナイトはほとんど成長しないことがあげられる。

* 針状組織の 1 つであるマルテンサイトを急速加熱した場合でも、Ac1 変態点以下の温度でセメントタイトが析出する。

** セメントタイト中の Mo 濃度の測定値はセメントタイト中の Mo の溶解度と比べて大きすぎ、一部 Mo の炭化物が析出している可能性もある。



(a) Acicular austenite



(b) Globular austenite × 4500 (1/7)

Photo. 2. Microstructures of specimen held isothermally at 720°C for 10 sec. (Steel #1, Replica)

Initial structure : Tempered martensite

γ_G : Globular austenite γ_A : Acicular austenite Cem : Cementite

Photo. 3 (a)~(d)は、9% Ni 鋼*に存在する針状の残留オーステナイト群(熱処理: 1300°C×1hr (WQ) + 600°C×1hr (AC)) 相互の結晶方位とフェライト・オーステナイトの格子関係を示したものであり、(a)は電子顕微鏡による明視野像、(b)は制限視野回折像(c)の(022)_γスポットによる暗視野像、(d)は制限視野回折像を指数付けしたものである。Photo. 3 (b)から明らかのように、焼もどしマルテンサイトのフェライト・ラス粒界に沿って存在する針状オーステナイトは、(022)_γスポットによってすべて反射しており、針状オーステナイト群がほぼ同一の結晶方位をもっていることを示している。また、Photo. 3 (c), (d) から、オーステナイトとフェライトとの間には、(111)_γ∥(110)_α, [110]_γ∥[111]_α, [112]_γ∥[112]_αの格子関係があることがわかり、逆変態によって形成された針状オーステナイトとフェライトとの間にK-Sの関係が存在することを示している。

上記の観察結果から、針状オーステナイトの形成は、塊状オーステナイトの場合とは対照的に、マルテンサイト型逆変態の要素を多分にもつた変態によるものである

と考えるとほぼ誤りはないと思われる。

3.2 オーステナイトの形状と加熱速度

Photo. 4 (a)~(d)は、成長の初期段階においてオーステナイトの形状が加熱速度によってどのように変化するかを示したものであり、針状組織MをA_{C1}変態点直上の700°Cまで種々の速度(1.7~6000 deg C/min)で加熱・冷却した場合の光学顕微鏡組織の一部である。また、Fig. 2にはPhoto. 4から求めた塊状オーステナイトの個数と加熱速度との関係が示されている。Fig. 2から明らかのように、塊状オーステナイトの形成頻度は加

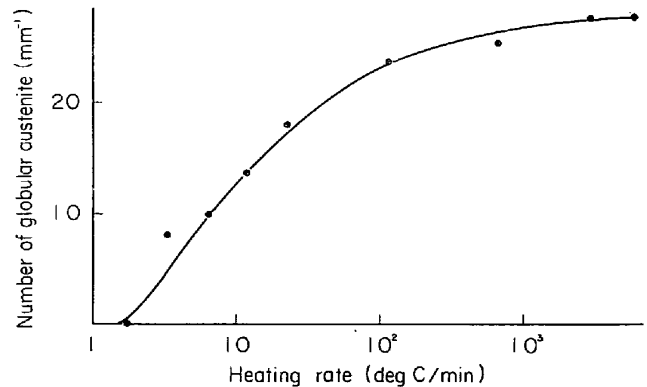


Fig. 2. Number of globular austenite as a function of heating rate. (Steel #1)
Initial structure : Martensite

* 9% Ni 鋼のマルテンサイトおよび逆変態過程で形成される針状オーステナイトの形状は、3.5% Ni 鋼のそれと大差ないことを別途確めている。したがって、逆変態オーステナイトの結晶学的特徴は両鋼種において同一であるという仮定のもとに研究を進めた。3.5% Ni 鋼では残留オーステナイトが存在しないため、結晶学的特徴の解析はできない。

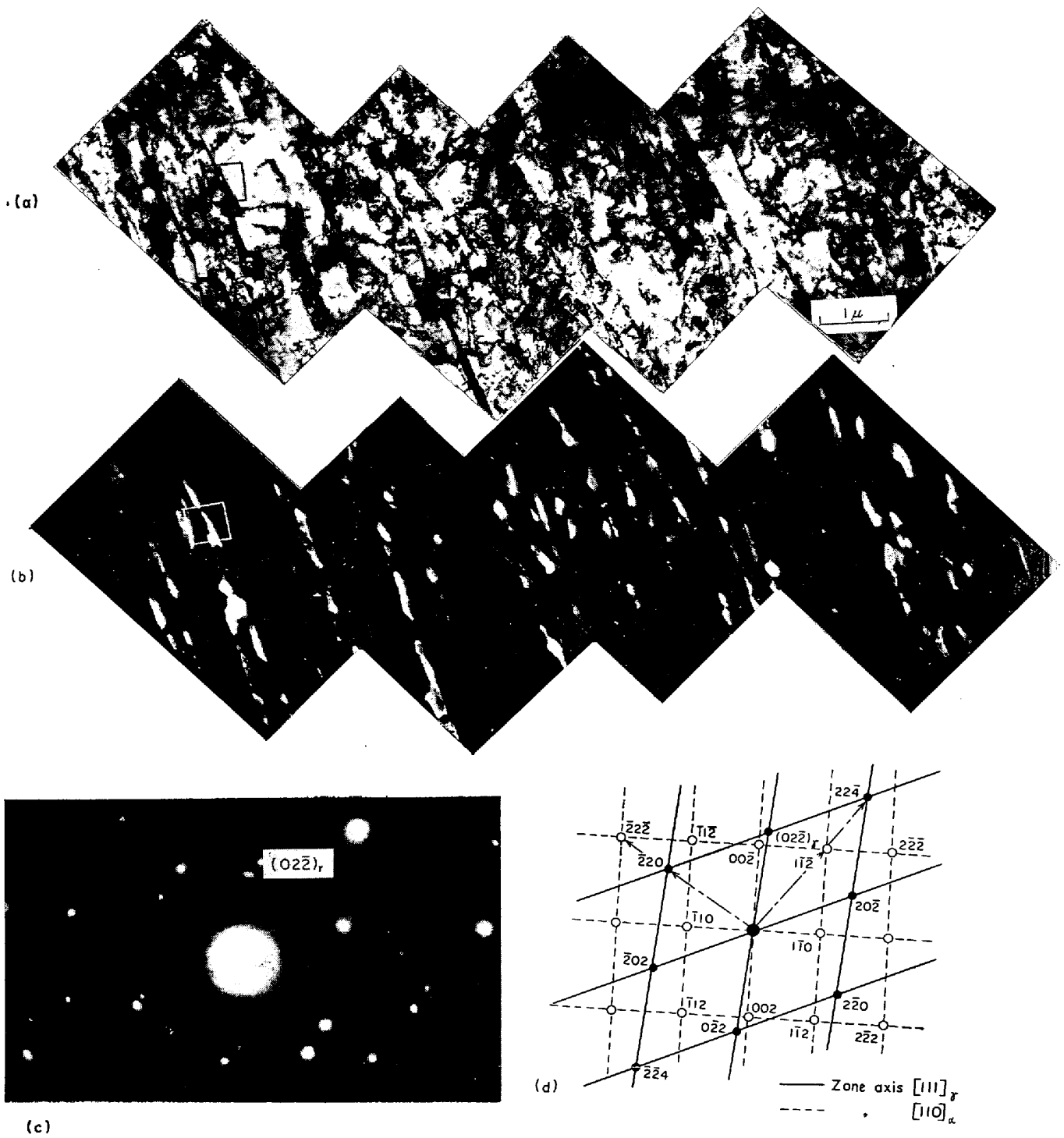


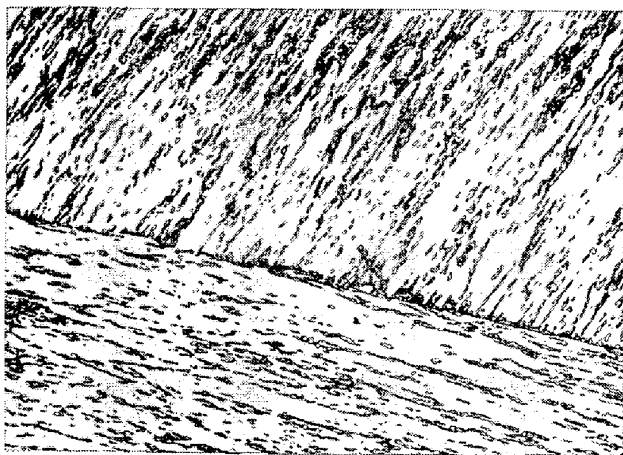
Photo. 3. Analysis of crystallographic characteristics of reverted austenite in 9% Ni steel. (Transmission electron micrograph)

熱速度が遅くなるに従って減少し、1.7 deg C/min以下の加熱速度では塊状オーステナイトはもはや形成されない。

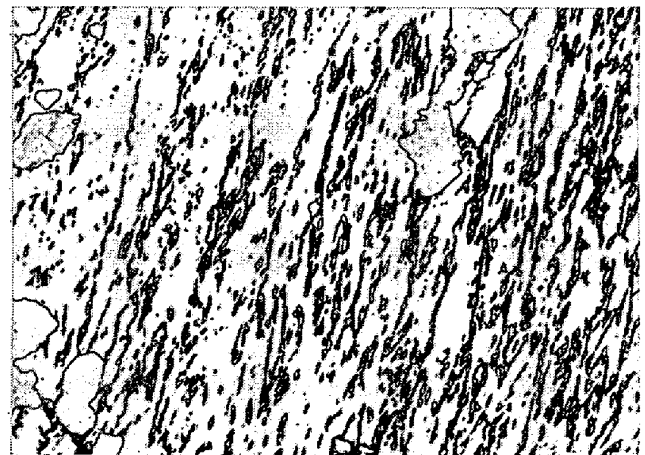
Table 4は、Fig. 2と同様な速度(1.7~6000 deg C/min)で針状組織Mを700°Cまで加熱の途中、 A_{c1} 変態点直下の680°Cから急冷した試料に存在するセメンタイトの分析結果の一部であり、加熱速度によってセ

メントの組成がどのように変化するかを示したものである。Table 4から、加熱速度が遅くなるに従ってMn、Mo*などが増加していることがわかる。この傾向とオーステナイトの形状との関係を見ると、加熱速度が遅くなつてセメンタイト中に合金元素が濃縮されるほど塊状オ

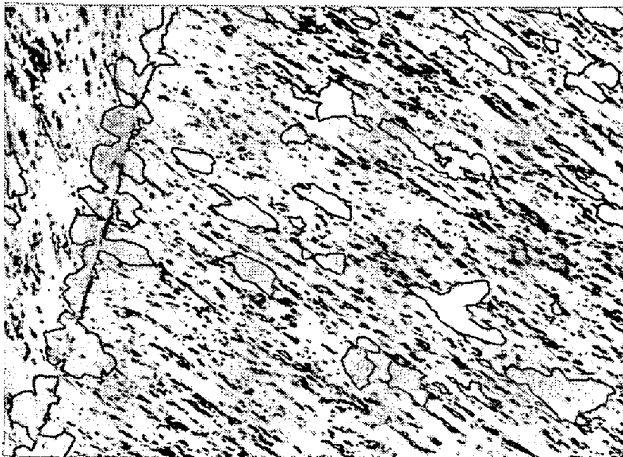
* Table 3の場合と同様、加熱速度が遅い場合にはMoの炭化物が析出している可能性もある。



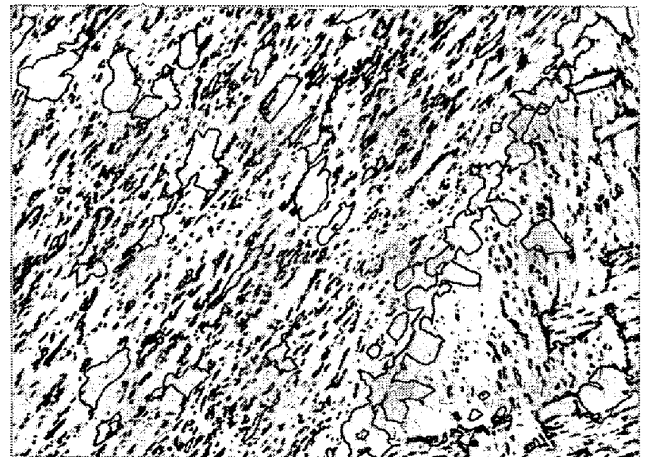
(a) 1.7 deg C/min



(b) 3.3 deg C/min



(c) 120 deg C/min



(d) 3 000 deg C/min x 500

Photo. 4. Microstructures of specimens quenched from 700°C on the way of austenitizing. (Steel #1, Optical micrograph) Initial structure : Martensite

Table 4. Chemical compositions of cementite (wt%).

Heating rate	Mn	Ni	Mo	Fe
3 000 degc/min	0.50 (1.00)	3.50 (1.00)	0.35 (1.00)	95.65
120 "	1.63 (3.26)	3.26 (0.92)	0.63 (1.80)	94.46
12 "	1.66 (3.32)	2.24 (0.63)	1.44 (4.11)	94.65
3.3 "	2.32 (4.64)	2.47 (0.69)	1.34 (3.82)	93.86
1.7 "	2.09 (4.18)	1.54 (0.43)	1.88 (5.37)	94.47

Figures in parenthesis : (Mn, Ni, Mo)_{Cem} / (Mn, Ni, Mo)_{matrix}

ーステナイトは形成されにくい。この関係は、前節で述べたオーステナイトの形状に及ぼす原組織の影響、すなわち原組織が F/Cem の場合に最も塊状オーステナイト

の形成頻度が少ないという関係と現象的にはよく一致している。

3.3 オーステナイトの後期成長過程

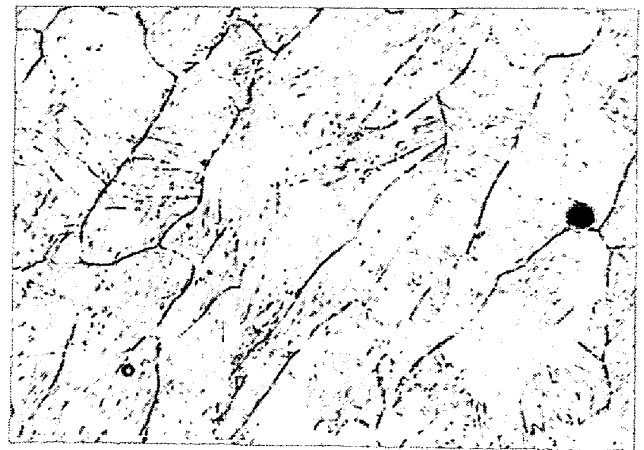
Photo. 5 (a), (b)は、100% オーステナイトに変態した直後のオーステナイト結晶粒の形状を示したものであり、(a), (b)はそれぞれ針状組織Mを A_c 点直上まで急熱 (室温から 850°C まで 30 sec) した場合と徐熱 (室温から 850°C まで 1 hr) した場合との組織である。

Photo. 5 (a), (b) の特徴的なこととして、いずれの加熱速度の場合においてもオーステナイトの形状が正常な多角形ではなく伸長粒に近いことがあげられる。

Photo. 6 (a)~(d)は、上記の伸長粒が形成されるにいたるまでの過程を観察したものであり、(a), (b), (c), (d)はそれぞれ針状組織Mを α-γ 2 相共存域の 770°C, 780°C, 795°C, 800°C まで 8.4 deg C/min の速度で加熱・冷却した場合の組織である。また Fig. 3 は針状オーステナイト群の合併によつて新たに形成された



(a) Rapid heating



(b) Slow heating x 400

Photo. 5. Microstructures of specimens quenched from temperature just above A_{c3} . (Steel #1, Optical micrograph) Initial structure : Martensite

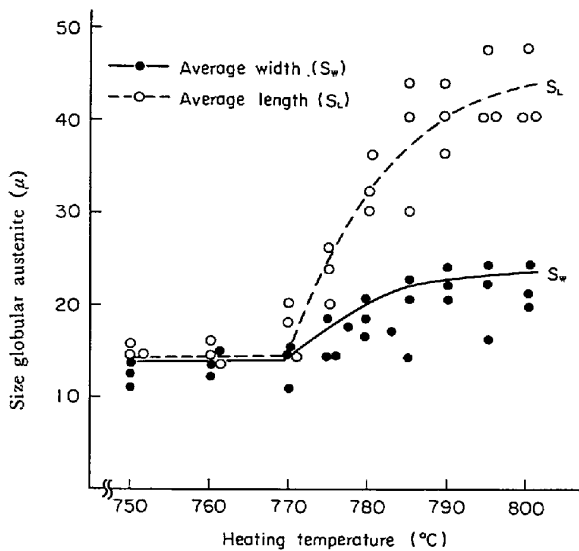


Fig. 3. Size of globular austenite as a function of heating temperature. (Steel #1) Initial structure : Martensite Heating rate : 8.4 deg C/min

塊状オーステナイトの長手方向と幅方向との成長速度を比較したものである。Photo. 6, Fig. 3から、成長の後期においてオーステナイトの形状が変化していく過程を要約するとつぎのようになる。

(1) 成長の初期段階で形成された針状オーステナイト群の合併が 750~800°C の温度域で起こり、新たに塊状オーステナイトが形成される。この塊状オーステナイトは、成長の初期に形成されたそれと機構的に異なる (Photo. 6 (a))。すなわち、初期の塊状オーステナイトはセメントタイトの溶解に伴って形成されたものである。

(2) 新たに形成された塊状オーステナイトは成長の方向が規制され、フェライト・ラス粒界に沿った(長手

方向) 成長はそれに垂直な方向(幅方向)の成長よりも速い (Photo. 6 (b), (c), Fig. 3)。

(3) 成長速度の違いによって形成された伸長粒は、ある一定の温度に達すると成長を停止し、停止温度から A_{c3} 点までの間は形状変化がほとんどない (Photo. 6 (c), (d), Fig. 3)。

加熱速度が速い場合には Photo. 4, Fig. 2 から明らかかなように、成長の初期段階から塊状オーステナイトが存在するが、この塊状オーステナイトも後期段階においては針状オーステナイト群の合併によって形成された塊状オーステナイトと同様な成長過程をたどる。

Fig. 4 は、オーステナイトの初期粒度を支配する塊状

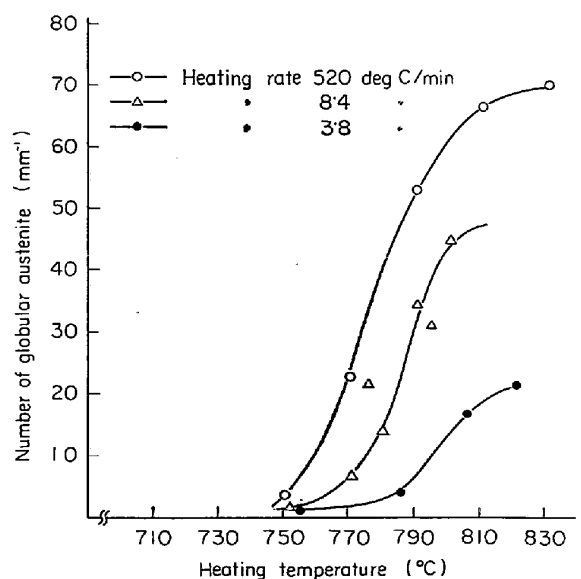
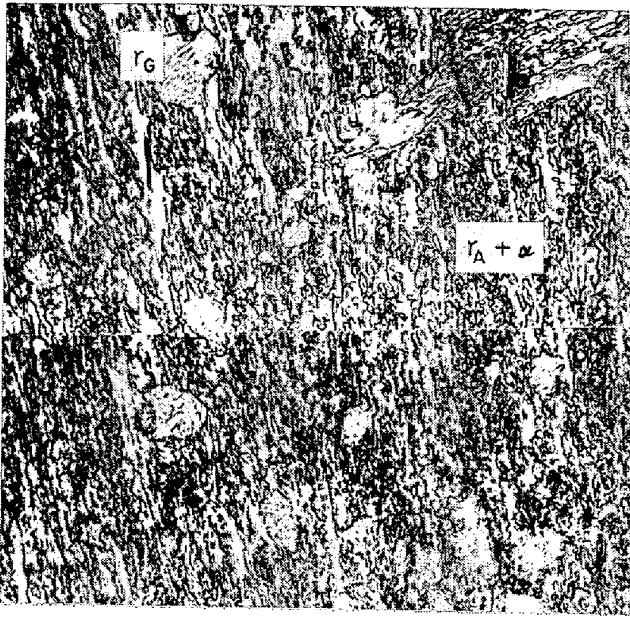
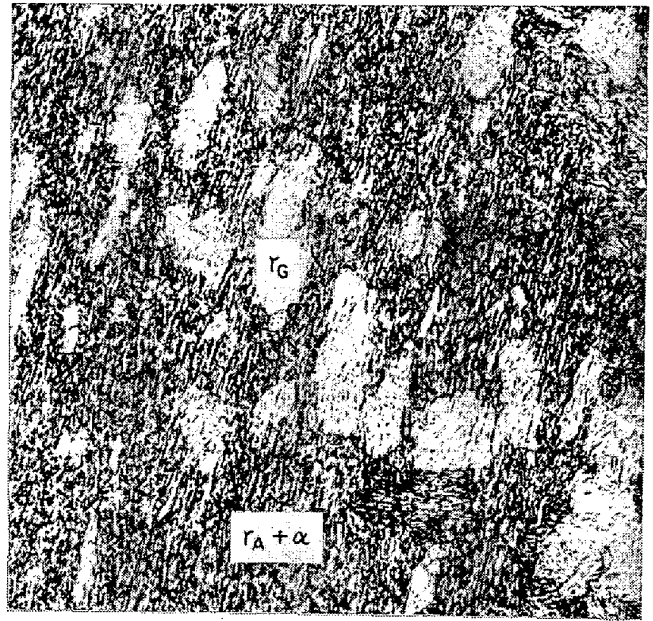


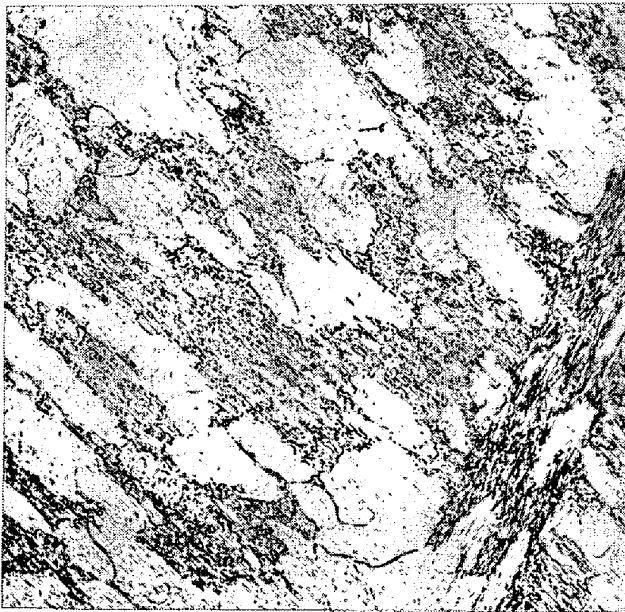
Fig. 4. Effect of heating rate on the number of globular austenite. (Steel #1) Initial structure : Martensite



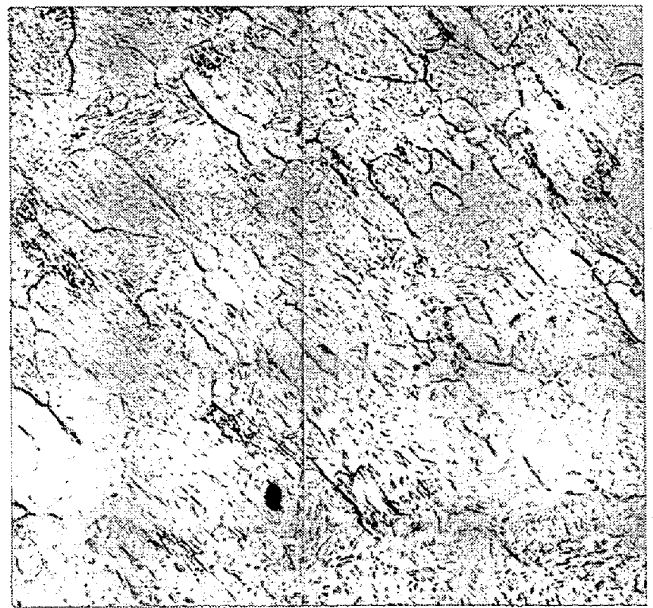
(a) 770°C



(b) 780°C



(c) 795°C



(d) 800°C

x 400

Photo. 6. Microstructures of specimens quenched from 770°C, 780°C, 795°C and 800°C on the way of austenitizing. (Steel #1, Optical micrograph) Initial structure : Martensite
 γ_G : Globular austenite $\gamma_A + \alpha$: Acicular austenite + Ferrite

オーステナイトの個数が $A_{C_1} \sim A_{C_3}$ 温度域の加熱速度によってどのように変化するかを示したものである。すなわち、針状組織Mを室温から A_{C_1} 直上まで 1.7 deg C/min の速度で加熱して針状オーステナイトを形成させ（この加熱速度の場合成長の初期には塊状オーステナイトは形成されない。Fig. 2 参照）、その後 A_{C_3} 直上まで 3.8, 8.4, 520 deg C/min の速度で加熱中に形成される塊状オーステナイトの個数を各温度について測定したものである。Fig. 4 から、針状オーステナイト群の合併が

生じる温度範囲はいずれの加熱速度の場合においてもほぼ同じで 750~800°C の温度範囲であるが、それによって形成される塊状オーステナイトの個数は加熱速度が速いほど多いことがわかる。言葉をかえれば、急速加熱によるオーステナイトの細粒化は、成長過程において形成される塊状オーステナイトの総数（前期および後期に形成される塊状オーステナイトの和）が多いことに起因すると結論することができる。

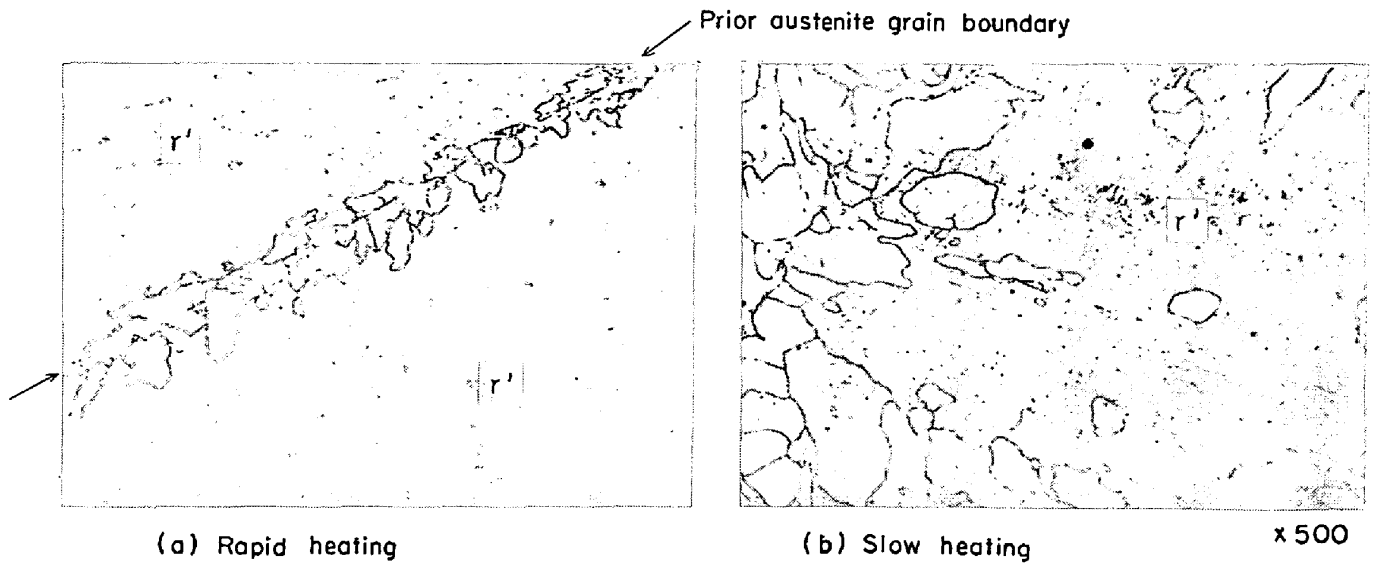


Photo. 7. Microstructures of specimens quenched from the temperature just above A_{c3} . (Steel #2, Optical micrograph) Initial structure : Martensite γ' : γ' transformation

3.4 オーステナイトの形成過程に及ぼす B の効果

Photo. 7 (a), (b) は, 鋼#2(B添加材) のオーステナイト結晶粒の形状を示したものであり, (a), (b) はそれぞれ針状組織Mを A_{c3} 変態点直上まで急熱(室温から 850°C まで 30 sec) 後直ちに冷却した場合と徐熱(室温から 850°C まで 10 min) 後同様な冷却をした場合との光学顕微鏡組織である. 旧オーステナイト粒内には, 塊状オーステナイトが数多く観察されるが, 旧オーステナイト粒内はオーステナイト化の過程でほとんど細分化されず, 原形のままで変態が完了していることがわかる. このような特徴を示す逆変態を以下において“ γ' 変態”と呼ぶことにする.

γ' 変態の機構を明らかにするために, 鋼#1の場合と同様に鋼#2についてもオーステナイト化の過程を観察したが, その結果得られた特徴だけを要約すると以下のようなようになる.

(1) 成長の初期段階では, 鋼#1の場合と同様に針状と塊状のオーステナイトが混在する. しかし, 旧オーステナイト粒内においては後者の混在割合はきわめて小さくまた, セメントタイトの溶解速度が鋼#1に比べて非常に遅い.

(2) 成長の後期段階においては, まず針状オーステナイト群の合併がはじまる. この段階までは鋼#1の場合と同じである. しかしながら, 合併領域と未合併領域との境界が非常に曖昧で, その識別がきわめてむずかしい. これは鋼#1の場合とは対照的である.

(3) 変態の終了段階まで針状オーステナイト群の合

併過程が続き, この過程によって 100% オーステナイトに変態する. それに対して鋼#1では, 前期および後期に形成された塊状オーステナイトの成長によつて変態は終了する.

上記の特徴を示す γ' 変態と通常の逆変態とを 1 つの概念で統一的に説明するためには, 成長の後期段階をオーステナイトの再結晶と関連づけて考えることが有効であろうと思われる. この点に関しては, 次章の考察で詳細に述べる予定である.

4. 考 察

4.1 オーステナイトの初期成長過程

4.1.1 塊状オーステナイトの形成機構

オーステナイトの成長に対して(1)式が成立つことやオーステナイトの成長に伴つてセメントタイトの溶解が同

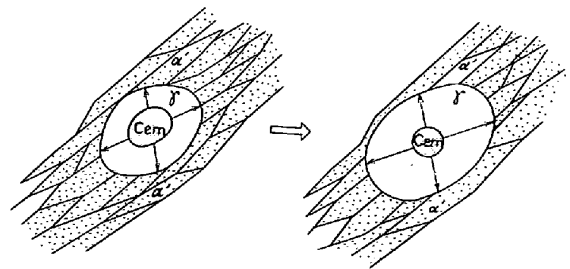


Fig. 5. Mechanism of the formation of austenite and the dissolution of cementite. γ : Austenite, cem : Cementite α' : Lath martensite

時に起こる (Photo. 2 (b)) ことなどから判断して、塊状オーステナイトの形成は Fig. 5 に示された機構によるものと考えられる。すなわち、成長の律速段階はオーステナイト中の炭素原子の拡散であり、オーステナイト/フェライト界面はセメンタイトの溶解に伴って矢印の方向に移動する。このような溶解、析出に関する問題はすでに ZENER¹²⁾, HILLERT¹³⁾ らによって理論的に展開されており、その結果を Fig. 5 の場合に適用すると、塊状オーステナイトの恒温変態時間依存性は

$$R^2 = \frac{(C_2 - C_1)(C_{cem} - C_0)}{(C_{cem} - C_2)(C_2 - C_0)} \cdot 2D_C^I t \quad \dots\dots(2)$$

で与えられる。ここで、 R は塊状オーステナイトの半径、 D_C^I はオーステナイト中の炭素の拡散速度、 C_{cem} はオーステナイトと平衡するセメンタイト中の炭素濃度、 C_2 はセメンタイトと平衡するオーステナイト中の炭素濃度、 C_1 はフェライトと平衡するオーステナイト中の炭素濃度、 C_0 はオーステナイトと平衡するフェライト中の炭素濃度である。WELLS¹⁴⁾ らによって求められた D_C^I と Fe-C-3.5Ni 三元状態図¹⁵⁾ から求めた C_{cem} , C_2 , C_1 , C_0 の値を用いて反応速度定数 K ($K^2 = 2D_C^I(C_2 - C_1)(C_{cem} - C_0)/(C_{cem} - C_2)(C_2 - C_0)$) を計算し、Fig. 1 (a), (b) から求めた実験値と比較すると Table 5 のようになる。この Table から、いずれの恒温変態温度においても実験値の方がやや大きいがかかなり良い一致がみられる。上記のことから、成長の初期に形成される塊状オーステナイトは拡散変態によるものであると結論することができる。

反応速度定数 K は針状組織に依存し、F/Cem のように原組織に存在するセメンタイトに Mn, Mo などの炭化物生成元素が富化されると一般に小さくなる (Fig. 1, Table 3, 5)。同様な現象が球状化焼鈍組織のオーステナイト化の場合に確められており、JUDD と PAXTON¹⁶⁾, HECKEL と PAXTON¹⁷⁾, MOLINDER¹⁸⁾ らはセメンタイトの溶解速度やオーステナイトの形成速度は、合金元素や

微量不純物元素の存在によって減少することを明らかにしている。このような実験事実は、合金元素がセメンタイトに平衡分配した場合、オーステナイトの成長の律速段階が根本的に変わるかあるいは律速段階は変わらないが境界条件が変わる (C_2 値が変わる) 可能性を示唆している。HILLERT¹³⁾ は、最近 JUDD らの結果を解析し、セメンタイトに合金元素が富化された場合でもオーステナイトの成長速度は境界条件を考慮すれば後者すなわち、オーステナイト中の炭素の拡散によつて支配されることを示した。

HILLERT の考え方に準拠すれば、針状組織 F/Cem の場合にみられる K 値の減少は、十分な焼もどし (650°C × 40hr) によってセメンタイトに合金元素がほぼ平衡分配され、その結果、オーステナイト中における実効的な炭素の濃度勾配が小さくなったことによると解釈される。

4.1.2 針状オーステナイトの形成機構

針状オーステナイトの形成が拡散型逆変態によるものかあるいはマルテンサイト型逆変態によるものかを明らかにすることは、次節において展開される成長の後期段階の議論の基礎として非常に重要である。

3.1 節で述べたように、針状オーステナイトの成長は針状組織の影響を強く受けその長手方向がフェライト・ラス粒界と一致すること (Photo. 2 (a), Photo. 3 (b)) 塊状オーステナイトに比べて針状オーステナイトの形成領域ではセメンタイトの溶解がほとんど促進されず (Photo. 2 (a), (b)) 炭素の拡散を伴つた変態とは考えにくいことなどの特徴がある。また、9%Ni 鋼に存在する残留オーステナイト (形状は針状) 群の結晶方位は1つの旧オーステナイト粒内においてほぼ同一であり、しかもオーステナイトとフェライトの間には K-S の格子関係が成立つ (Photo. 3)。

オーステナイトの形成機構に関連して、矢野、桜井、三村¹⁹⁾, 邦武²⁰⁾ らは、本実験と同様に 9% Ni 鋼に存在する残留オーステナイトは同一の結晶方位をもつことを明らかにしており、また、D' YACHENKO らは高温 X線を用いて 0.6% C 鋼マルテンサイトのオーステナイト化過程を観察し、 A_{C1} 点を越えて最初に形成されるオーステナイトには texture maxima が現われ、新たに形成されたオーステナイトと原組織との間には (111)_r || (110)_a の結晶方位関係があることを明らかにしている。

上述したように、本実験の結果と従来明らかにされた事実から判断して、針状オーステナイトの形成はマルテンサイト型逆変態の要素を多分に含んだものであると結論してほぼ誤りはないと思われる。

Table 5. Comparison between measured and calculated growth parameters.

Reaction temp. (°C)	Growth parameter K (cm·sec ^{-1/2})		Diffusion coefficient of carbon in austenite D_C^I ¹⁴⁾ (cm ² ·sec ⁻¹)
	Measured K	Calculated K	
700	1.5 × 10 ⁻⁴ (M, Bu) 0.5 × 10 ⁻⁴ (F/Cem)	0.8 × 10 ⁻⁴	0.55 × 10 ⁻⁸
720	2.0 × 10 ⁻⁴ (Bu) 1.3 × 10 ⁻⁴ (F/Cem)	1.0 × 10 ⁻⁴	0.78 × 10 ⁻⁸

4.2 オーステナイトの後期成長過程

4.2.1 針状オーステナイトの合併の方法

オーステナイトの後期成長段階においては、まず針状オーステナイト群の合併によって塊状オーステナイトが形成される。留意すべきことは、後期に形成される塊状オーステナイトは初期のそれと機構的にまったく異なることである。すなわち、初期に形成される塊状オーステナイトは拡散型逆変態によるものであり、その形成に際して必ずセメントタイトの溶解が伴う。

針状オーステナイトの合併の方法に関して、本間は、Ni-Cr-Mo 鋼について針状オーステナイトから粒状オーステナイト(本論文の塊状オーステナイトに相当する)の形成過程を観察し、粒状オーステナイトへの移行は針状オーステナイトの成長によること、粒状オーステナイトの形成サイトは針状オーステナイトの結晶方位の揃いが比較的不完全な領域であり、この領域は加熱速度が速いほど増加するのでそれに伴って粒状オーステナイトの形成頻度は増加することなどを推論している。しかしながら、3.3 節で述べたように、初期に形成された針状オーステナイトは比較的安定で成長しにくいこと、オーステナイトの結晶方位の不揃程度が同じであると予想される場合でもその後の加熱速度によって塊状オーステナイトの形成頻度は異なるなどの特徴があり(Fig. 4)、これらの特徴は上述の推論とは相反する結果である。

針状オーステナイトの形成がマルテンサイト型逆変態要素を持ち、針状オーステナイト群の合併がそれらの側方成長の結果ではないとすると、合併による塊状オーステナイトの形成は針状オーステナイトの間の未変態フェライト領域に新たに針状オーステナイトが形成され、その領域がオーステナイトによって完全に埋め合わされた結果によると考えるのが最も妥当であろうと思われる。

4.2.2 後期に形成された塊状オーステナイトの再結晶

4.1 節で述べたように、針状オーステナイトの形成はマルテンサイト型逆変態の結果であり、それらはお互いにはほぼ同一の結晶方位を持っている。したがって、1つの旧オーステナイト粒内においては、針状オーステナイト群の合併によって形成された後期塊状オーステナイトはまわりの針状オーステナイトと同じ結晶方位を持つはずである。この点に留意して Photo. 6 をみると、塊状オーステナイトは輪郭が非常にはつきりとしており、まわりの組織との境界は大角粒界になっていることを示している。それに対して γ' 変態の場合には(鋼 #2, B 添加材)、塊状オーステナイトと周囲の組織との境界は非常に曖昧であり、両者の境界は小角粒界であることを示

している。

従来、明りょうな塊状オーステナイトが形成される通常の逆変態と γ' 変態とはオーステナイト形成の初期から変態機構が基本的に異なり、前者は拡散型、後者はマルテンサイト型逆変態によるものであると考えられてきた。しかし、本実験の結果は両者のオーステナイト化過程の差は針状オーステナイト群の合併後においてはじめて生じることを示している。

上記のオーステナイト化過程の差を統一的に説明する試みとして、ここで“オーステナイトの再結晶”という概念を提案する。針状オーステナイトはマルテンサイト型逆変態によって形成されるため数多くの変態転位をもち、これらの合併によって形成された塊状オーステナイト地にも同様に多数の転位群が存在すると考えられる。もしこの推論が正しいと仮定すると、まわりの組織との境界に大角粒界を構成する塊状オーステナイトの形成は、その地の回復と再結晶とによって結晶回転が生じる結果であり、それに対して回復と再結晶が緩慢で地が未再結晶の状態のままである場合には γ' 変態が生じる。言葉をかえれば、針状オーステナイトの合併後個々の塊状オーステナイト地における再結晶速度が比較的速い場合には通常のオーステナイト化過程をたどり、それに対して再結晶速度が遅い場合には γ' 変態になると結論することができる。B の添加によって γ' 変態は生じやすくなるが、これに対応して B はオーステナイトの再結晶を抑制することを明らかにしている。この点に関しては別途報告の予定である。

塊状オーステナイトの再結晶による大角粒界の形成は Fig. 6 に示された機構によるものと推定される。すなわち、オーステナイト化の初期に形成される針状オーステナイトは、周囲の拘束がないため K-S の関係に従って変態することができ、ほぼ同一の結晶方位をもつものと考えられる。(Photo. 3)。しかしながら、変態が進行し塊状オーステナイトが形成される直前になると、未変態フェライト領域に形成される針状オーステナイトはまわりの拘束のためにはや K-S の関係に従って変態することはむずかしくなり、その結果、最後に形成される針

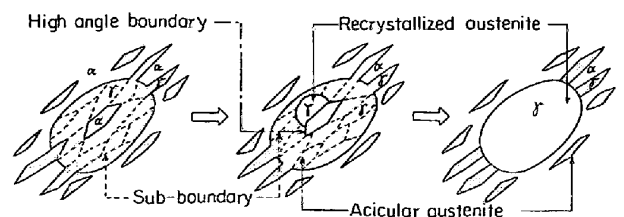


Fig. 6. Proposed mechanism of the formation of globular austenite.

状オーステナイトと周囲のそれらとの間には、一般に大角粒界が形成されることが予想される。この大角粒界は塊状オーステナイトに存在する他のいかなる亜粒界よりも再結晶核の形成に対して有利であり、Fig. 6 に示されたように、大角粒界における核発生とその成長とによる再結晶によって、塊状オーステナイト全体が結晶回転するものと考えられる。

4.2.3 前期、後期に形成された塊状オーステナイトの成長機構

成長の初期に拡散変態によって形成された塊状オーステナイト、および後期に針状オーステナイト群の合併と再結晶とによって形成された塊状オーステナイトはいずれも 770°C 以上の温度で成長をはじめ、その形状が成長に伴って塊状から伸長粒へ変化していく (Photo. 6, Fig. 3)。

まず、塊状オーステナイトの幅方向の成長速度を考えると、成長の初期における速度は Fig. 3 から求めることができ (加熱温度 770°C における接線の勾配)、その値はほぼ $8.3 \times 10^{-6} \text{ cm} \cdot \text{sec}^{-1}$ である。なぜならば、成長をはじめ 770°C から 780°C に加熱される 72 sec 間の間に塊状オーステナイトの幅は 14μ から 20μ に変化しているからである。この実測値を以下に示す成長モデルの計算値と比較するために、Fig. 3 に示された初期成長は、750°C でフェライトと平衡にあつたオーステナイトが 775°C に加熱されることによりその温度で恒温的に成長したものと仮定してみよう。この仮定は、観測される形状変化が非常に狭い温度範囲で起こっていること、塊状オーステナイトの成長に対して 750°C から 770°C まで潜伏期間があることなどから判断して妥当なものであると考えられる。

成長するオーステナイトとフェライトの界面で平衡が成り立ち、成長速度はオーステナイト中の炭素の拡散律速であると考え、平均速度 $\langle v \rangle$ は近似的に

$$\langle v \rangle = D_C^{(775C_1 - 750C_1)} / R(775C_1 - 775C_0) \dots (3)$$

で与えられる。ここで、 $750C_1$ 、 $775C_1$ は 750°C、775°C においてフェライトと平衡にあるオーステナイト中の炭素濃度、 $775C_0$ は 775°C においてオーステナイトと平衡するフェライト中の炭素濃度、 R は塊状オーステナイトの初期半径である。 $D_C^{(775C_1 - 750C_1)} = 9.2 \times 10^{-9} \text{ cm} \cdot \text{sec}^{-1}$ 、 $775C_0 = 0.017$ 、 $750C_1 = 0.222$ 、 $775C_1 = 0.133$ 、 $R = 7 \mu$ と仮定すると、 $\langle v \rangle \approx 20 \times 10^{-6} \text{ cm} \cdot \text{sec}^{-1}$ となり、実測値とかなり良い一致がみられる。

つぎに長手方向の成長について考えてみる。Fig. 7 は観察結果に基づき、成長段階にある塊状オーステナイトの長手方向の特徴を示したものである。Fig. 7 から明ら

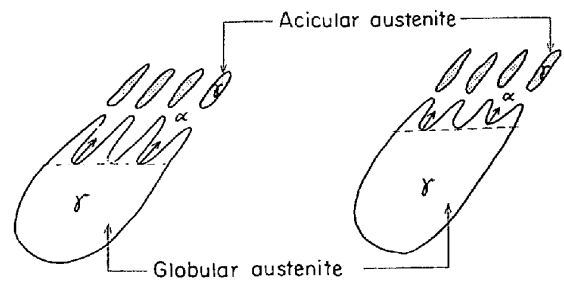


Fig. 7. Schematic representation of the growth of globular austenite in lengthwise direction.

かなように、長手方向の成長は塊状オーステナイトの先端に存在する針状オーステナイトの側方成長によるものではなく、針状オーステナイトの間に比較的大きな曲率をもつて存在するフェライトの谷においてオーステナイトが半径方向(矢印)に成長した結果生じるものであることがわかる。Fig. 3 に示されたように長手方向の成長速度が幅方向のそれよりも速い理由は確かではないが、Fig. 7 に示された成長端の幾何学的特徴、すなわち、曲率の存在による界面濃度の変化や表面張力に起因する毛管現象²¹⁾²²⁾などにより、成長端におけるオーステナイト中の炭素の実効的な濃度勾配が増加したことによるものと推論される。

5. 結 言

針状組織からなる低炭素低合金鋼のオーステナイト化過程を観察し、とくに細粒化の観点からオーステナイトの成長について検討を加えた結果、つぎのような結論を得た。

(1) 成長の初期段階において、塊状オーステナイトと針状オーステナイトとが形成される。前者の形成は拡散型逆変態によるものであり、後者はマルテンサイト型逆変態によるものである。

(2) 成長の後期段階においては、まず針状オーステナイト群の合併によって塊状オーステナイトが形成される。つぎに、この塊状オーステナイトは地の再結晶によってまわりのオーステナイトとの間に大角粒界を形成する。さらに、初期および後期に形成された塊状オーステナイトの成長によって変態は終了し、1個の旧オーステナイト粒は細分化される。

(3) 針状オーステナイトの合併について塊状オーステナイト地の再結晶が生じない場合には γ' 変態となり旧オーステナイト粒はほとんど細分化されない。

(4) 加熱速度が速いほど、初期および後期に形成される塊状オーステナイトの頻度が多くなり、その結果、細粒化が効果的に行なわれる。

終わりに臨み、研究の推進にあたって終始ご指導いただいた基礎研究所名誉所長 水島三一郎博士、同所長大竹正博士、同副所長 長島晋一博士および同一基礎研究室長 南雲道彦博士に心からお礼申し上げるとともに有益なご助言、ご討論をしていただきました京都大学教授 高村仁一博士に感謝いたします。

文 献

- 1) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59(1966), p. 26
- 2) R. A. GRANGE, et al.: U. S. Patent, No 3178324 (1965)
- 3) 本間: 鉄と鋼, 53(1967)7, p. 195
- 4) 本間: 鉄と鋼, 54(1968)8, p. 898
- 5) M. BAEVERTZ: Trans. ASM, 30(1942), p. 458
- 6) A. E. NEHRENBURG: Trans. AIME, 188(1950), p. 162
- 7) E. KULA and M. COHEN: Trans. ASM, 46 (1954), p. 727
- 8) D. WEBSTER and G. B. ALLEN: JISI, 200 (1962), p. 520
- 9) S. S. D' YACHENKO and G. V. FEDOROV: The Physics of Metal and Metallography, 18 (1964)1, p. 68
- 10) 本間: 鉄と鋼, 58(1972)1, p. 119
- 11) 森, 田向, 関野: 日本金属学会講演概要, (1970)4, p. 133
- 12) C. ZENER: J. Appl. Phys., 20(1949), p. 950
- 13) M. HILLERT, et al.: JISI, 209(1971), p. 49
- 14) C. WELLS, et al.: Trans. AIME, 188(1950), p. 553
- 15) H. I. AARONSON, et al.: Trans. AIME, 236 (1966), p. 768
- 16) R. R. JUDD and H. W. PAXTON: Trans. AIME 242(1968), p. 215
- 17) R. W. HECKEL and H. W. PAXTON: Trans. AIME, 218(1960), p. 799
- 18) G. MOLINDER: Acta Met., 4(1956), p. 565
- 19) 矢野, 桜井, 三村ら: 鉄と鋼, 59(1973)6, p. 752
- 20) 邦武ら: 鉄と鋼, 58(1972)11, p. 269
- 21) W. W. MULLINS and R. F. SEKERKA: J. Appl. Phys. 35(1964), p. 444
- 22) P. G. SHEWMON: Trans. AIME, 233(1965), p. 736