

論 文

UDC 669.112.227.1 : 620.186.82 : 669.15'26-194.2

オーステナイト結晶粒の生成過程に関する観察*

木 下 修 司**
上 田 武 司**

Some Observations on Formation of Austenite Grains

Shushi KINOSHITA and Takeshi UEDA

Synopsis:

Some observations have been conducted on the formation of austenite grains from ferrite-pearlite and martensite structures heated at 2°C/min and 2°C/sec, using a low carbon chromium steel.

It is found that heating of ferrite-pearlite at either heating rate gives rise to the nucleation of austenite at ferrite-pearlite interfaces and pearlite colony boundaries and its granular growth and finally the granular austenite goes into an initial austenite grain after the completion of $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation. It is also indicated that heating of martensite at 2°C/sec produces small amount of acicular austenite and much amount of granular austenite at prior austenite grain boundaries and grain interior which grows integrating acicular one and goes into initial austenite grain after the completion of the transformation. Slow heating of martensite at 2°C/min however, brings the different process of formation of initial austenite grains, that is, much amount of acicular austenite is created in the prior austenite grain interior along with granular one at the boundaries which comes to compose a lamellar structure of austenite and acicular ferrite.

Vanishing of acicular ferrite by completion of the transformation results in acicular subgrains of austenite which are very unstable owing to the high grain boundary area and thus a subgrain acquiring enough energy grows rapidly, sweeping the other subgrain boundaries, resulting in granular austenite grain. Migration of austenite-ferrite interface is found to be inhibited at ferrite boundaries and thus it is proposed that growth of granular austenite in martensite may be performed by sympathetic nucleation of austenite.

(Received Dec. 25, 1972)

1. 結 言

著者らはこれまでにオーステナイト結晶粒粗大化温度におよぼす熱処理、熱間加工、冷間加工などの前処理の効果を調べ、オーステナイトの初期粒の大きさが結晶粒粗大化温度に大きな影響をおよぼす場合が多いことを示してきた^{1)~3)}。このようにオーステナイトの初期粒度は結晶粒粗大化温度の高低を論ずる上で大きな意味を有する。しかしながら、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の過程を観察した結果は数多く報告されている^{4)~8)}が、変態過程から通常観察されるオーステナイトの初期粒がみられるようになるまでを調べた報告は割合に少ない。本間^{9)~13)}は針状組織を有する低炭素 Ni-Cr-Mo-V 鋼の大型鋼材を加熱すると粗大なオーステナイトの初期粒があらわれる問題を取り上げ、それについて詳しく研究を行なっている。それによると、マルテンサイト、ベイナイトなどの針状組織を

有する鋼材をゆつくり加熱して $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を行なわせると、針状組織からまずその成長方向が規制された針状オーステナイトが生成され、昇温するにつれてこの針状オーステナイトを母体として粒状のオーステナイトが形成される。そして粒状のオーステナイトが全体を占めて100% になつたときに通常の結晶粒が観察されるようになるが、粒状オーステナイトが全体を占めるのは熱膨張計などで観察される A_{c3} よりもかなり高温であるとしている。ROBERTS と MEHL⁶⁾ は球状炭化物、マルテンサイト、微細パーライトなどの組織からオーステナイト粒が形成される問題について速度論的に考察し、核生成速度と成長速度の関係からオーステナイトの初期粒度を検討している。それによると前組織がマルテンサイトの場

* 昭和46年10月日本金属学会にて一部発表
昭和47年12月25日受付

** (株)神戸製鋼所中央研究所

合には、他の組織に比較してオーステナイト化時の核生成速度が大きい初期粒は小さく、球状炭化物組織の場合の核生成速度は逆に小さいため、オーステナイトの初期粒は大きくなる。

$\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の過程を観察した結果については、ROBERTS と MEHL⁶⁾、NEHRENBURG⁷⁾ は前組織がパーライトの場合にはオーステナイトは等軸的になると述べているが、BAEYERTZ⁵⁾ はパーライトの層方向にそつて成長するため、伸びた不規則な形になるとしている。前組織がベイナイトやマルテンサイトなどの針状組織の場合には、NEHRENBURG⁷⁾ は前組織に強く依存した針状のオーステナイトが生成されると述べているが、パーライト組織の場合と同様等軸的にオーステナイトが生成するとするもの⁶⁾もある。

本報告ではフェライト+パーライトおよびマルテンサイト組織を有する低炭素 Cr 鋼を加熱速度を変えてオーステナイト化し、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態からオーステナイト結晶粒が形成されるまでの過程を観察するとともに、それに若干の考察を加えた結果を報告する。

2. 供試材ならびに実験方法

2.1 供試材

供試材は Table 1 に示す化学組成を有する Cr 鋼で、100 kVA の小型塩基性高周波炉にて溶解後、90 kg の丸型鋼塊に造塊し、皮削り後、直径 25 mm の丸棒に鍛造した。熱処理用試験片としては一辺が約 7 mm の立方体状のものを用いた。

2.2 実験方法

前組織はフェライト+パーライトおよびマルテンサイトの 2 種類とした。組織観察を容易にするために 1200°C に 1 hr 塩浴加熱してオーステナイト結晶粒を粗大にし、引き続いて炉冷および水冷してそれぞれフェライト+パーライトおよびマルテンサイト組織を作つた。一部オーステナイト結晶粒度の効果を調べるために 900°C に 1 hr 加熱後水冷したものも加えた。 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を行なわせるための加熱速度は 2°C/min (730°C から目標温度まで) および約 2°C/sec (室温から目標温度までの平均) とし、前者を徐熱、後者を急熱と呼ぶ。なお徐熱の場合、730°C 以上の温度域においてのみ 2°C/min に制御したのは、予備試験した結果、730°C 以下の温度域における加熱速度は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態挙動に大きな影響をおよぼさない

ことが知られたからである。

加熱速度と変態挙動の関係の調査に際して、徐熱する場合には 730°C に保持した炉中に試験片を装入し、低下した炉温が回復するのを待つて 2°C/min で昇温し、目標温度に達したところで試験片を水中に焼入れたが、急熱の場合にはスポット溶接により表面に熱電対を溶接した一辺が約 7 mm の立方体状の試験片をあらかじめ目標温度に昇熱保持した塩浴中に投入し、試験片が目標温度に到達したところで水中に急冷した。徐熱の場合、試験片装入により低下した炉温が 730°C に回復するのに約 15 min を要した。

$\alpha \rightarrow \gamma$ 変態完了後のオーステナイト粒度ならびに変態途中のオーステナイト粒の大きさの測定は ASTM の截片法 (Intercept Procedure) に準拠した。

3. 実験結果

3.1 前組織および加熱速度と変態点

前組織および加熱速度が $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態点におよぼす影響を自動記録熱膨張計 (Formastor-F) を用いて調査した。その結果を Fig. 1 に示す。 Ac_1 、 Ac_3 変態点ともに前組織がマルテンサイトの場合にはフェライト+パーライトの場合よりも低く、加熱速度が 0.04~3°C/sec 程度のときは両変態点ともに加熱速度によつてほとんど変化しないが、10°C/sec を越えると Ac_3 点は高温側に移動することがわかる。また前組織がフェライト+パーライトの場合には、加熱速度の増加につれてゆつくり両変態点は上昇するが、 Ac_3 点の上昇の方がいちじるしい。

3.2 オーステナイトの生成過程の観察

3.2.1 前組織がフェライト+パーライトのものをオーステナイト化したときのオーステナイトの生成

Photo. 1 は 1200°C から炉冷した供試材を 760~860°C 間の温度に徐熱し、その温度に達したときにただちに水冷して組織を調べたものである。Photo. 1 において (a) はオーステナイト粒をみるために表面活性剤を添加した飽和ピクリン酸水溶液で腐食してあり、(b) は通常のナイターで腐食したものである。(a) において白くみえる部分はフェライトであり、灰色にみえるところは残存パーライトとオーステナイト (室温まで急冷してあるのでマルテンサイトに変態しているが、以下の組織説明においてオーステナイトとあるのは実際にはマルテン

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

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N
0.21	0.28	0.72	0.009	0.013	0.02	0.03	1.00	0.034	0.0089

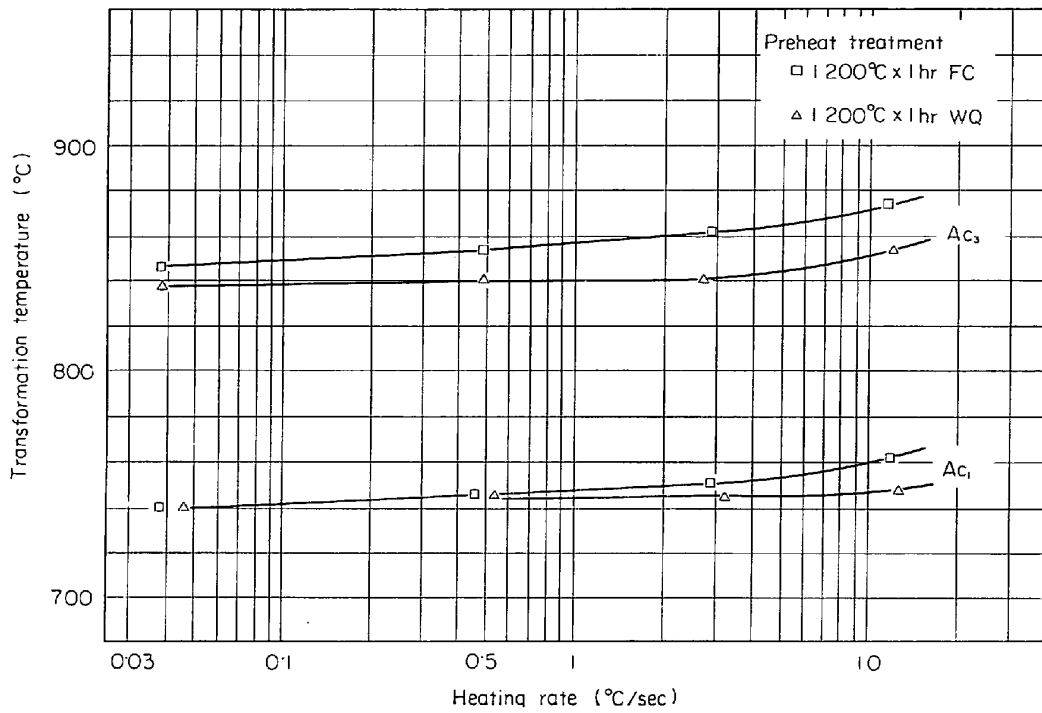


Fig. 1. $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation temperature (Ac_1 and Ac_3) as a function of heating rate after different heat treatments.

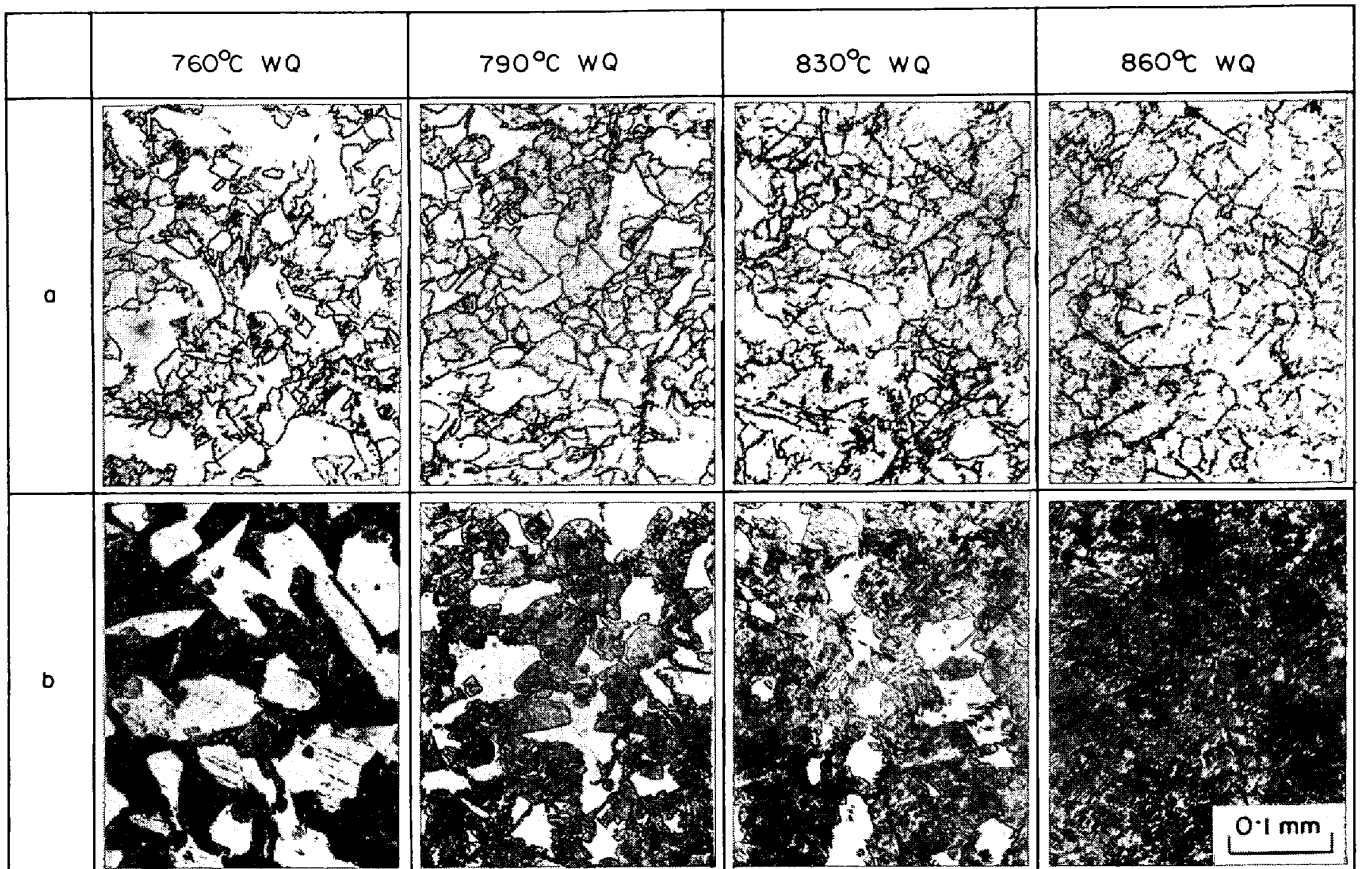


Photo. 1. Microstructures at various temperatures during and after $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation, heated at 2°C/min after 1200°C x 1 hr FC, etched by saturated picric acid with sodium alkylbenzenesulfonate (a) and 1% nital (b).

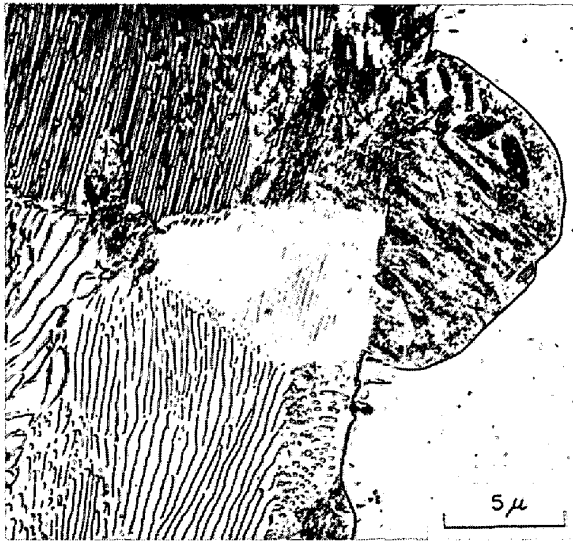


Photo. 2. Formation of austenite (martensite) at ferrite-pearlite interfaces and pearlite colony boundaries, heated to 760°C at 2°C/min and quenched, after 1200°C × 1 hr FC.

色の部分がオーステナイトで黒い部分が残存パーライトである。Photo. 2 は 1200°C から炉冷した試料を 2°C/min で徐熱して 760°C から水冷し、オーステナイトの生成状況を調べるために撮影した変態初期の電子顕微鏡写真である。フェライト-パーライト粒界から生成したと思われる粒状オーステナイトおよびパーライトコロニー境界、とくに三重点で核生成したと思われるオーステナイト粒が認められる。したがってフェライト+パーライト組織からのオーステナイトの核生成場所はフェライト-パーライト粒界ならびにパーライトコロニー境界であると考えられる。なお Photo. 1 においてフェライト-フェライト粒界から核生成したようにみえるところもあるが、変態温度が低いのでオーステナイトの生成のためにはCが不可欠であると考えられるところから、フェライト-フェライト粒界で核生成したのではなく、上記のいずれかの場所において核生成したものが成長して、そのようにみえるものと思われる。オーステナイト粒の形状については、球状あるいは半球状を呈するものもあるが、比較的直線的な界面を有する多角形状のものもある。またパーライト中に存在するものではその成長方向

サイト) であるが、その区別はつけにくい。しかしながら、(b)をみると比較的容易に見分けることができ、灰

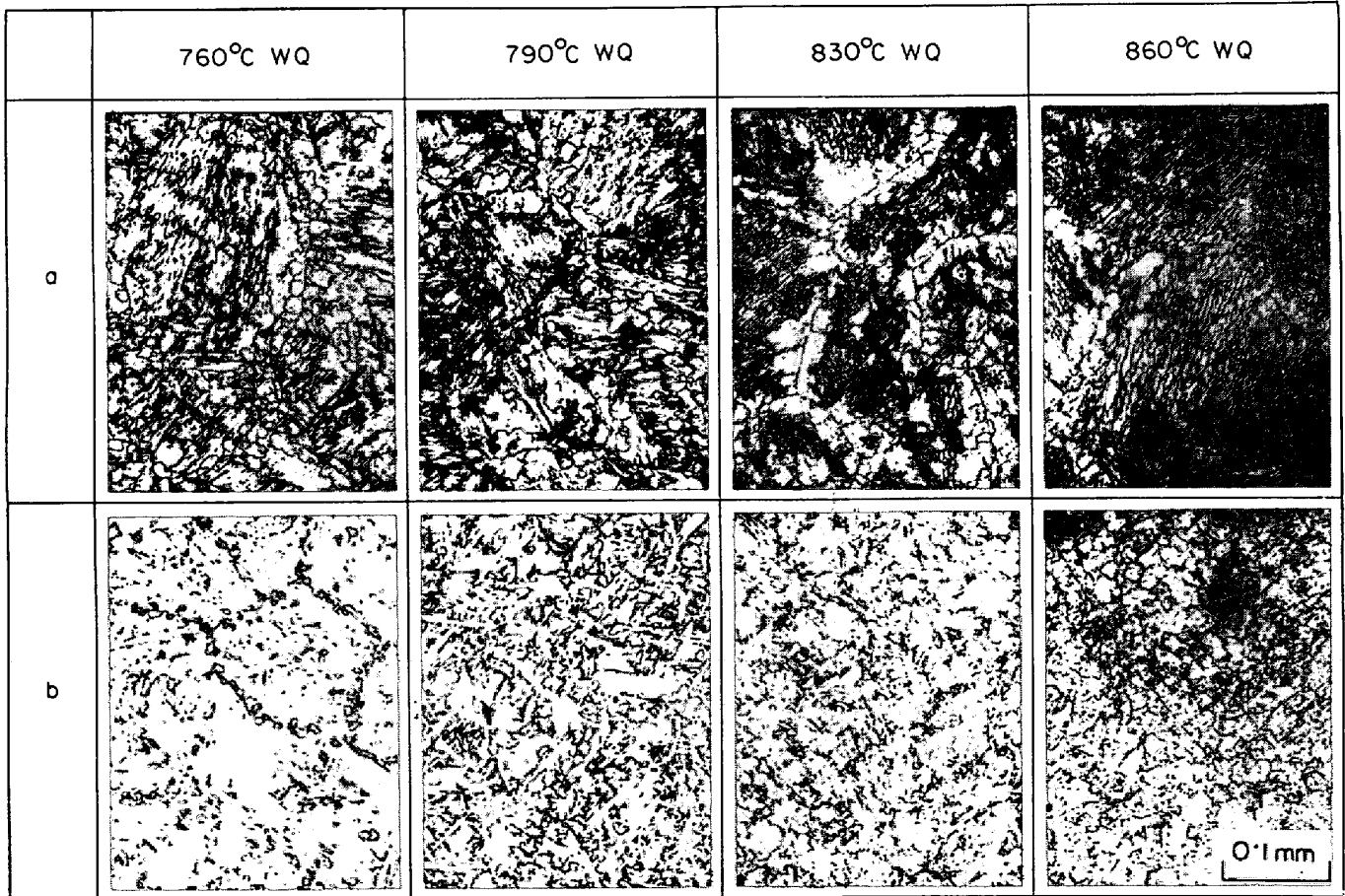


Photo. 3. Microstructures at various temperatures during and after $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation, heated at 2°C/min (a) and 2°C/sec (b), after 1200°C × 1 hr WQ.

は等方的でなく、パーライトの層方向に左右されるように見える。以上の観察結果から、温度の上昇とともにフェライト-パーライト粒界およびパーライトコロニー境界から核生成したオーステナイトは粒状に周囲のフェライトあるいはパーライトを食って成長し、その結果まずパーライト部が消失する。さらに温度が上昇すると粒状のオーステナイトが、残存した島状フェライトを食って成長し、フェライトの消滅と同時に粒状オーステナイト同士が衝突し合つて $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態は終了し、オーステナイトの初期粒が形成されることが知られる。急熱した場合も徐熱した場合と同じである。

3.2.2 前組織がマルテンサイトのものをオーステナイト化したときのオーステナイトの生成

Photo. 3 (a) は 1200°C から水冷してマルテンサイトとした試料を 760~860°C の温度まで 2°C/min で徐熱後水冷した試料を表面活性剤を加えた飽和ピクリン酸水溶液で腐食したものである。昇温して A_{c1} 変態点に

達すると、もとのオーステナイト粒界と思われるところにそつて粒状のオーステナイトが珠数状に生成し、またもとのオーステナイト粒内と思われるところにも前組織のマルテンサイトの方向に伸びた楕円状の粒状オーステナイトが認められる。しかしながらその数は少ない。さらにもとのオーステナイト粒内には針状のオーステナイトも数多く認められる。Photo. 4(a) は 1200°C から水冷してマルテンサイトとしたものを 790°C まで徐熱後水冷した試料をナイトール腐食して高倍率の顕微鏡で観察したものであり、Photo. 3(a) の 790°C から水冷したものの腐食液、顕微鏡倍率を変えたものである。粒状のオーステナイトと針状オーステナイトならびに針状オーステナイトの生成により針状に残されたフェライトが存在することがわかる。Photo. 5 はオーステナイトが生成される様子を、1200°C から水冷後 2°C/min で 760°C まで徐熱して水冷した試料の電子顕微鏡写真によって示したものである。もとのオーステナイト粒界のほ

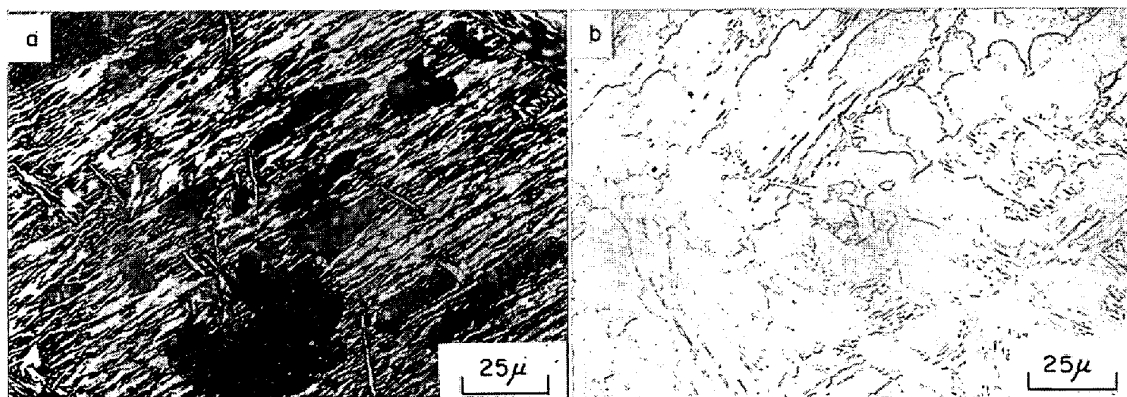


Photo. 4. Microstructures heated to 790°C at 2°C/min (a) and 2°C/sec (b), after 1200°C×1 hr WQ.

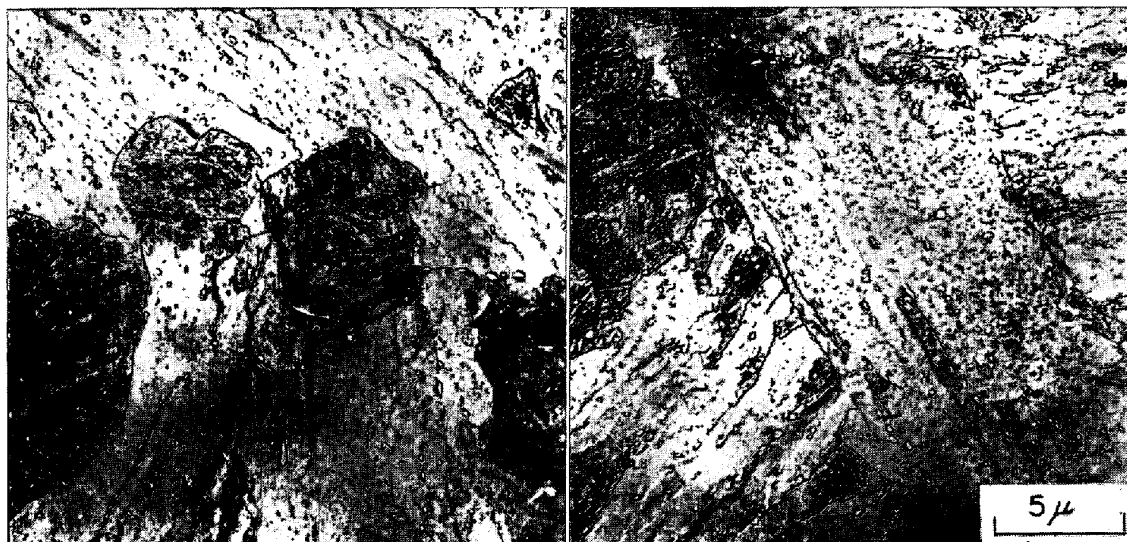


Photo. 5. Formation of austenite (martensite), heated to 760°C at 2°C/min and quenched, after 1200°C×1 hr WQ.

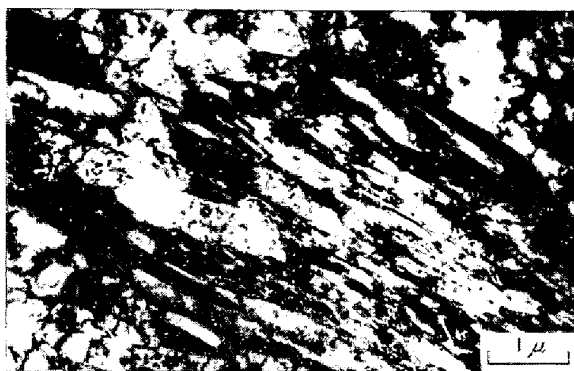


Photo. 6. Transmission electron micrograph of the sample heated to 760°C at 2°C/min and quenched after 1 200°C×1 hr WQ.



Photo. 8. Microstructure heated to 830°C at 2°C/min and quenched, after 1 200°C×1 hr WQ.

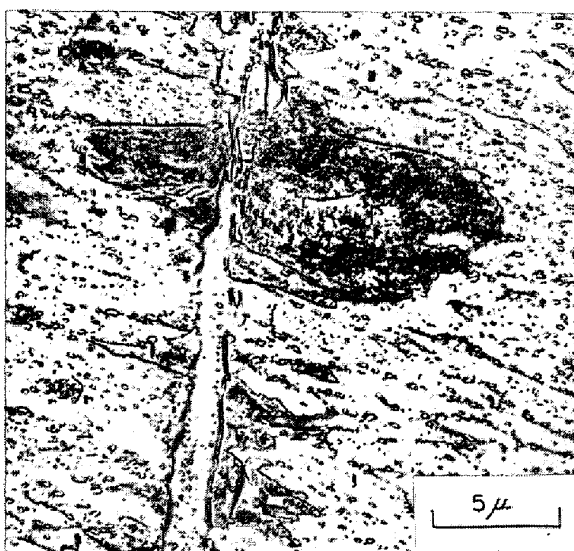


Photo. 7. Formation of granular austenite (martensite), heated at 2°C/min after 1 200°C×1 hr WQ.

かに双晶境界と思われるところや粒内にもオーステナイトが認められる。そして針状オーステナイトは前組織のマルテンサイト（マルテンサイト自身は加熱によつて焼もどされ、フェライトになつている）のラス境界によつてその成長が規制されていることがわかる。このことは Photo. 6 に示す電子顕微鏡による薄膜組織をみると一層明らかである。Photo. 6 は 1 200°C から水冷後 760°C まで徐熱して急冷した試料の透過電子顕微鏡写真である。これによると粒状オーステナイト-フェライト界面もマルテンサイトのラス境界によつて制限を受けていることがわかる。このことから、粒状、針状などの形状の如何を問わずオーステナイトの成長はフェライト粒界によつて阻止されると考えられる⁷⁾¹⁴⁾。なおフェライト粒界には多数の炭化物の析出がみられるが、オーステナイト-フェライト界面にはほとんど認められない。粒状オ

ーステナイトの成因についてははつきりしないが、電子顕微鏡による観察結果では、たとえば Photo. 7 に示すように、隣り合つたフェライト粒中に別々に核生成したオーステナイトが互に統合してできたと思われるところが随所にみられた。しかしながら、オーステナイト-フェライト界面に新たに核生成する、いわゆる共鳴核生成*したと考えられるようなところはほとんど認められず、また1つのオーステナイトが周囲のフェライト粒界に無関係に等軸的に成長したとみられるところも観察されなかつたところから、粒状オーステナイトは相隣れるフェライト粒中に別々に核生成したオーステナイトが互いに統合してできたものと思われる。このようにしてできた粒状オーステナイトは昇温とともにゆつくりとその大きさを増すが、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態温度域の高温部ではほとんど成長しないように見える。そして Photo. 8 からわかるように、 A_{c3} 変態点に比較的近い温度域でもオーステナイトと層状に配列した多くの針状フェライトが存在する。温度が上昇して $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が完了しても Photo. 3(a) の 860°C における写真にみられるように、前組織がフェライト+パーライトのものとなつて、通常の明りようなオーステナイト結晶粒がみられず、粒状と針状のパターンが認められる。これを特異組織と仮称する。これは本間^{9)~13)}が LEC (粒状部) ならびに DEC (針状部) と呼んでいるものである。Photo. 3(a) では特異組織の針状部には通常観察されるような粒状オーステナイトは認められないが、Photo. 9 に示すように、高倍率の顕微鏡で観察すると針状のパターンを示す領域中にも粒状のオーステナイト粒界が認められる。変態完了後長時間保持するか温度を上げると針状パターンは消えて、低倍率の顕微鏡でも通常のオーステナイト粒が観察できるようにな

* 析出相が母相とすでに析出している析出相との界面上に核生成する現象を共鳴核生成 (sympathetic nucleation) という¹⁵⁾。

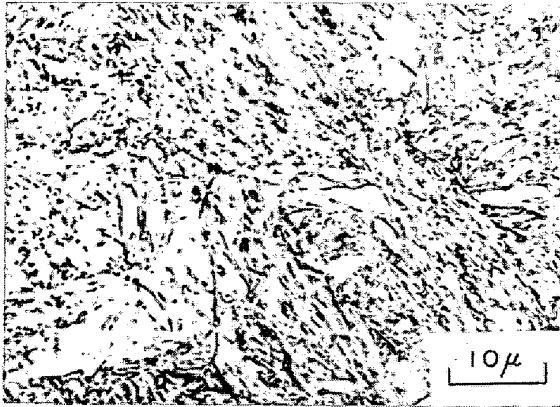


Photo. 9. Microstructure heated to 860°C at 2°C/min and quenched, after 1200°C×1 hr WQ.

る。

Photo. 3 (b) は 1200°C から水冷後急熱して $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を行なわせて、変態の途中を観察したものである。検鏡用試料の腐食には Photo. 3 (a) の場合と同様表面活性剤を加えた飽和ピクリン酸水溶液を使用した。加熱して A_{c1} 変態点に達すると、Photo. 3 (a) の徐熱した場合と同様に旧オーステナイト粒界と思われるところにそつて粒状のオーステナイトが珠数状に生成するが、旧オーステナイト粒内にも数多くの粒状オーステナイトができる。そして、徐熱したときに数多く認められた針状オーステナイトは少ない。Photo. 3 (b) からは残存フェライトの形状は明らかでないが、溶体化急冷後 790°C まで 2°C/sec で急熱して水冷し、ナイタルで腐食して高倍率の顕微鏡で観察した Photo. 4 (b) からわかるように、急熱した場合には残存フェライトはマッシュ状である。徐熱した場合には針状のフェライトが多く残存するのに対して急熱した場合にはマッシュ状のフェライトが存在するようになることは、徐熱した場合には $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態過程において針状オーステナイトの生成が大きな役割を果たしているのに対し、急熱した場合には粒状のオーステナイトの生成、成長が重要な役割を果たしていることを示唆している。徐熱した場合オーステナイト-フェライト界面はフェライト粒界によつて制約を受けていることを示したが、急熱した場合にも電子顕微鏡による観察結果では、徐熱した場合同様、オーステナイトとフェライトの界面はフェライト粒界によつてその移動が阻止されているように思われた。またオーステナイト-フェライト界面には炭化物は認められず、オーステナイト-フェライト界面の移動が炭化物によつて阻止されるのではないと考えられる。粒状オーステナイトの成因については徐熱した場合と同様に、別々の隣り合ったフェライト粒から核生成したオーステナイトが統合される機

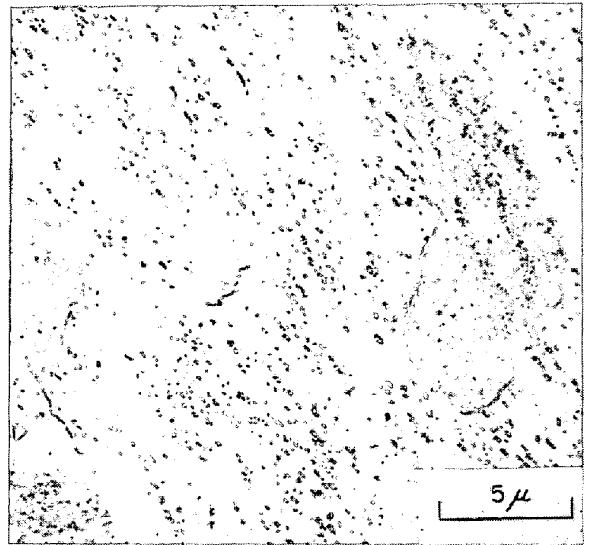


Photo. 10. Electron micrograph of the sample at 800°C, heated at 2°C/sec after 1200°C×1 hr WQ.



Photo. 11. Electron micrograph of the sample at 770°C, heated at 2°C/sec and quenched, after 1200°C×1 hr WQ.

構が考えられるが、既述のように急熱した場合には粒状オーステナイトが多く針状オーステナイトが非常に少ないこと (Photo. 10)、共鳴核生成を示唆するようなところがみられる (Photo. 11) ことなどから、共鳴核生成も考えられる。徐熱した場合には粒状オーステナイトの成長はある程度変態が進行した時点で止まるように思われたが、急熱した場合には昇温とともに粒状オーステナイトはその大きさを増し、成長して周囲にマッシュ状に残存したフェライトを食い、フェライトの消滅と同時に粒状オーステナイト同志は衝突してオーステナイト初期粒の完全組織が形成される。

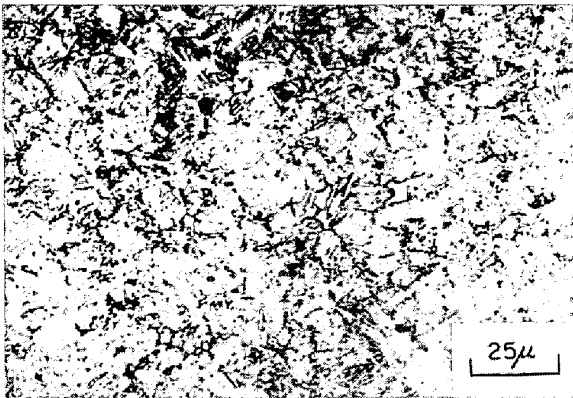


Photo. 12. Microstructure heated to 830°C at 2°C/min and quenched, after 900°C×1 hr WQ.

以上のように徐熱した場合針状フェライトが多くあらわれ、急熱するとマッシュ状のフェライトが認められるようになるが、前処理として 900°C から水冷してマルテンサイト組織を微細にしたものでは、2°C/min で徐熱しても、Photo. 12 に示すように比較的多くの粒状オーステナイトとマッシュ状フェライトが認められ、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の過程は 1200°C から水冷したものを急熱した場合に近いことが知られた。

Fig. 2 は 1200°C から水冷した供試材を 2°C/min および 2°C/sec で加熱して $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を行なわせ、温度が目標に到達したときに急冷して、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態過程における粒状オーステナイトの顕微鏡視野内に占める面積割合を 100 倍の倍率によつて点算法で求めた結果である。Fig. 1 からわかるように、 A_{c1} は 740°C 付近にあり、 A_{c3} は 840~845°C にあるから、860°C 以上の温度における粒状オーステナイトは通常のオーステナイト結晶粒であり、特異組織のあらわれる徐熱の場合には、特異組織中の粒状パターンの割合を示す。Fig. 2 からわかるように、急熱した場合には温度の上昇とともに粒状オーステナイトの占める割合が増加して変態完了と同時に通常観察されるオーステナイト粒となる。それに対して徐熱した場合には、昇温とともに 820°C 付近までは粒状オーステナイトの占める割合は増加するが、 A_{c3} 変態点の存在する 840°C 付近にいたつても粒状オーステナイトの占める割合は 60% 程度であり、変態が完全に終了してオーステナイト単相の状態になつても、調査した範囲内ではあまり増加しない。 A_{c3} 変態点以下の領域における粒状オーステナイト以外のものは急熱したものではマッシュ状フェライトと若干の針状フェライトおよびオーステナイトであり、徐熱したものでは針状フェライトとオーステナイトである。 A_{c3} 変態点を越えた温度域ではさきに述べたように特異組織が観察され、粒状オース

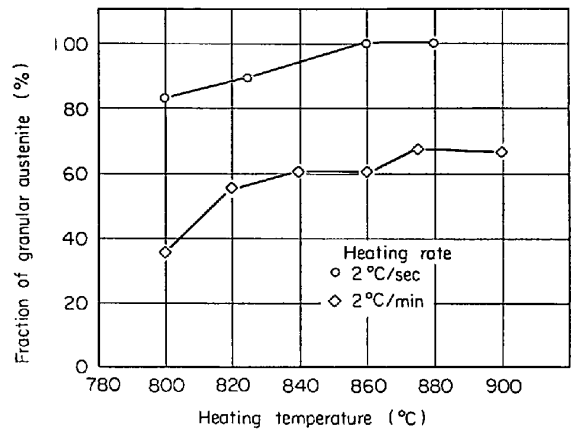


Fig. 2. Fraction of granular austenite as a function of heating temperature, heated at different heating rates.

ナイト以外の部分は低倍率の顕微鏡下では針状に見えるオーステナイトである。この図から特異組織中で針状に見える組織は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態中の針状フェライトとオーステナイトからなる組織と密接な関係があることが察せられる。Fig. 3 は 1200°C から水冷した試料を急熱および徐熱して $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を行なわせ、変態途中の粒状オーステナイトの大きさの変化ならびに 860°C に到達した後その温度に 960 min まで保持してオーステナイト結晶粒度を測定した結果である。さきに示したように高倍率では特異組織の針状パターン部中にも明確な粒状の粒界が認められるので、この粒界によつて囲まれたオーステナイトを 1 個の粒として測定し、また粒状パターンが認められるところでは粒状パターンの大きさを測つてあわせて特異組織のオーステナイト粒度として Fig. 3 に示した。急熱した場合には温度の上昇とともに粒状オーステナイトは大きくなり、変態が完了した後 860°C に保持してもほとんど変化しないことがわかる。徐熱した場合には 790°C 以上ではほとんど変化が認められず、変態終了後の特異組織における粒度とほぼ等しいことが知られる。この図と Fig. 2 およびこれまでの観察結果を総合して考えると、急熱した場合には粒状オーステナイトが成長し、マッシュ状フェライトならびに若干の針状フェライトとオーステナイトを食いあるいは統合して粒状オーステナイト同志が衝突すれば変態は完了してそのままオーステナイトの初期粒が形成されるのに対し、徐熱した場合には粒状オーステナイトとともに針状フェライトとオーステナイトが層状に並んだ領域が形成され、この針状フェライトが粒状オーステナイトの成長を阻止する“突支い棒”のような存在になると考えられる。そして $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の進行は針状フェライトが棒状を保ちながらやせ細っていくような過程をたどり、針状フェライ

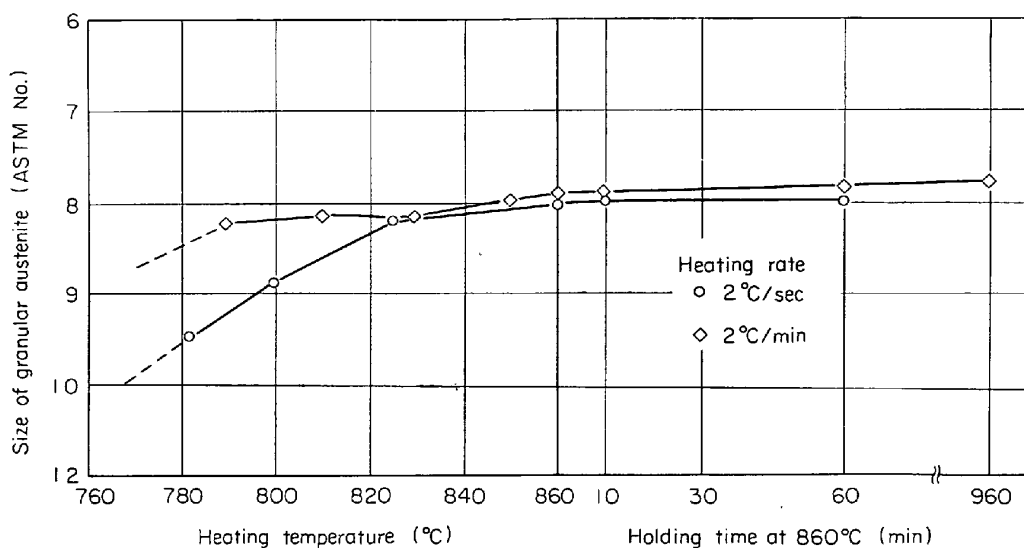


Fig. 3. Change of granular austenite grain size with heating temperature and holding time at 860°C, heated at different heating rates.

トが消滅するとそれによつて隔てられていたオーステナイトは針状のオーステナイト粒を形成する。しかしながらそのような微細なオーステナイトは粒界面積が大きいため不安定であり、互に統合して粒状オーステナイトを形成してエネルギーを下げ、安定なものに変わると考察される。このような過程によつてオーステナイト結晶粒が形成された部分が特異組織中の針状パターンの部分に相当し、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態過程において粒状オーステナイトの部分は特異組織における粒状部に対応すると考えられる。

4. 考 察

フェライト+パーライト組織からオーステナイトが生成される場合は急熱しても徐熱してもフェライト-パーライト粒界あるいはパーライトコロニー境界から核生成したオーステナイトがパーライト層あるいは粒界の影響を受けながら粒状に成長し、それが変態後のオーステナイト結晶粒を形成することが知られた。この過程は多くの人々によつて報告され^{4)~7)}、ROBERTS ら⁸⁾によつて速度論的に考察が加えられている事実と現象的にほぼ一致している。

マルテンサイトの前組織を有するものを加熱して $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を行なわせると、加熱速度によつて変態の過程が異なり、加熱速度が早いときは多くの粒状オーステナイトが生成されるが、遅いときは粒状オーステナイトのほかにオーステナイトと針状フェライトが層状に並んだ組織があらわれることを示した。そして粒状オーステナイトは変態終了とともにそのままオーステナイトの初期粒

となるのに対し、層状組織部は一度微細なオーステナイト粒となり、それが統合されて初期粒を形成することを示した。後者は本間¹³⁾が述べている現象と同じであるが、本間は微細なオーステナイト粒が統合されて粒状オーステナイトになるのは $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態完了後かなり昇温あるいは時間が経過してからであるとしている。

マルテンサイトの前組織を有する鋼を加熱した場合の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態挙動がフェライト+パーライトの場合と異なる原因はオーステナイトの核生成に有利な場所が多いことならびにオーステナイトの成長を規制するフェライト粒界が多く、しかも微細なフェライト粒がある方向に並んでいること、と密接な関係があると思われる⁷⁾。粒状オーステナイトは急熱した方が生成しやすいこと、前組織のマルテンサイトが細かいほどできやすいこと、ならびに冷間加工を行なうと生成されやすいこと⁸⁾などをあわせて考えると、オーステナイトの核生成が容易なほど粒状オーステナイトは形成されやすいと推察せられる。粒状オーステナイトが生成される機構として粒界エネルギーの高い粒界上の相隣れるフェライト粒から核生成したオーステナイトが互いに衝突し統合されて粒状オーステナイトになる、1つのオーステナイトのフェライトとの界面上に次のオーステナイトが核生成する共鳴核生成によつて粒状オーステナイトができる、などが考えられる。前者の機構において相隣れるフェライト粒内にオーステナイトが別々に核生成するかどうかは確率論的な問題を含んでいるので、1つのフェライト粒内にオーステナイトが核生成しても隣接したフェライト粒内にオーステナイトが核生成しなければそのオーステナイトは針状

に成長することになる。したがって前者の機構のみで粒状オーステナイトが生成されるとすると、粒状オーステナイトのほかに数多くの針状オーステナイトができることになる。他方後者の機構が働く場合には粒状オーステナイトは多くなり針状オーステナイトは少なくなる。マルテンサイト中にはもとのオーステナイト粒界、バンドル境界、パケット境界などの大傾角粒界¹⁶⁾のほかに数多くのラス境界が存在する。ラス境界の多くは結晶方位差の小さい亜粒界である¹⁷⁾が、一部は大傾角粒界である¹⁶⁾。前組織がマルテンサイトのものを加熱すると、旧オーステナイト粒界などのエネルギーの高い界面に析出した炭化物のところからオーステナイトが核生成し¹⁴⁾¹⁸⁾¹⁹⁾、ラスに対して直角方向の成長はラス境界によつて止められるが、旧オーステナイト粒界のような大傾角粒界においては核生成が容易なため隣接した2個のフェライト粒の大傾角粒界から別々に核生成したオーステナイトが成長してそれぞれのフェライト粒がオーステナイトに変態すると統合されて粒状オーステナイトになると考えられる。加熱速度が小さいときは変態の駆動力が小さいためエネルギーの高いフェライトの大傾角粒界でのみオーステナイトが核生成して変態しようとするが、大傾角粒界が少ないため核生成速度は十分でなく、しかもその成長もラス境界によつて妨害されるため大傾角粒界の少ない旧オーステナイト粒内では、核生成したオーステナイトは成長の容易なラス方向にそつて針状に成長するものと考えられる。かくして旧オーステナイト粒界では粒状のオーステナイトが多いが、旧オーステナイト粒内では針状オーステナイトが多く見られるものと考えられる。加熱速度が大きくなると、変態の駆動力が大きくなるため、比較的低エネルギーの低い界面でのオーステナイトの核生成も可能になると考えられ、また共鳴核生成の可能性もでてくる。

すでに述べたように、オーステナイト-フェライト界面はフェライト粒界によつてその移動が阻止されるが、それは WEBSTER ら²⁰⁾の述べているような炭化物によるものではなく、フェライトとそれを食つて成長しつつあるオーステナイトとの間に結晶学的な関連がある²¹⁾ために、粒界を通過することができない⁷⁾²²⁾ものと推察せられる。このようにオーステナイトの成長界面はラス境界などのフェライト粒界を通過できないにもかかわらず粒状オーステナイトは成長することならびに急熱すると粒状オーステナイトが多くなり、針状オーステナイトが少なくなることなどから、オーステナイト-フェライト界面で新たにオーステナイトが共鳴核生成することが考えられる。共鳴核生成が起こるかどうかは古典的核生成

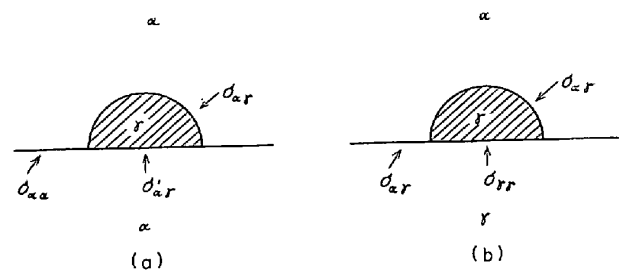


Fig. 4. Nucleation of austenite at (a) ferrite grain boundary and (b) austenite-ferrite interface.

理論によつて考察することができる¹⁴⁾¹⁵⁾。

いま Fig. 4 に示すように、オーステナイト核の形状を半球状とし、フェライト粒界およびオーステナイト粒界のエネルギーをそれぞれ $\sigma_{\alpha\alpha}$, $\sigma_{\gamma\gamma}$ 、不整合および半整合のオーステナイト-フェライト界面のエネルギーをそれぞれ $\sigma_{\alpha\gamma}$, $\sigma'_{\alpha\gamma}$ 、フェライト粒界にオーステナイトが核生成する場合の核生成の障壁エネルギーを $\Delta F_{\alpha\alpha}^*$ 、オーステナイト-フェライト界面に共鳴核生成する場合のそれを $\Delta F_{\alpha\gamma}^*$ とすると、

$$\Delta F_{\alpha\alpha}^* = \frac{\pi(2\sigma_{\alpha\gamma} + \sigma'_{\alpha\gamma} - \sigma_{\alpha\alpha})^3}{3\Delta F_{\alpha\alpha}^2}$$

$$\Delta F_{\alpha\gamma}^* = \frac{\pi(\sigma_{\alpha\gamma} + \sigma_{\gamma\gamma})^3}{3\Delta F_{\alpha\gamma}^2}$$

となる。ここに $\Delta F_{\alpha\alpha}$ および $\Delta F_{\alpha\gamma}$ はそれぞれフェライト粒界およびオーステナイト-フェライト界面にオーステナイトが核生成する場合の体積変態自由エネルギーである。通常 $\Delta F_{\alpha\alpha} \gg \Delta F_{\alpha\gamma}$ と考えられるので共鳴核生成は起こらないが、オーステナイト-フェライト界面の移動が困難な場合や過熱度が大きいときは $\Delta F_{\alpha\gamma}$ は $\Delta F_{\alpha\alpha}$ に近づくと考えられ、共鳴核生成が起こるかどうかは界面エネルギーによることになる¹⁵⁾。したがって、

$$\Delta F_{\alpha\gamma}^* \leq \Delta F_{\alpha\alpha}^* \quad \text{になるためには、}$$

$$\sigma_{\alpha\gamma} + \sigma'_{\alpha\gamma} \geq \sigma_{\alpha\alpha} + \sigma_{\gamma\gamma}$$

なる条件が必要となる。

Van VLACK²³⁾によると $\sigma_{\alpha\alpha} \approx 770 \text{ erg/cm}^2$, $\sigma_{\alpha\gamma} \approx 600 \text{ erg/cm}^2$ であり、 $\sigma'_{\alpha\gamma} \approx 170 \text{ erg/cm}^2$ 程度と考えられる¹⁴⁾から、これらの値を上式に代入すると $\sigma_{\gamma\gamma} \approx 0 \text{ erg/cm}^2$ となる。実際に共鳴核生成してできるオーステナイト粒界のエネルギーが0でなければならないかどうかは疑問であるが、非常にエネルギーが低い粒界すなわち非常に整合性のよい粒界が実現できれば共鳴核生成が可能となると考えられる。マルテンサイトのラス間の結晶方位差は非常に小さい¹⁷⁾ので、すでに析出したオーステナイトと隣接して結晶方位差の非常に少ないオーステナイトが生成することはオーステナイト-フェライト界面がラス境界で止められている場合は可能であるが、傾角の大き

い境界で止められている場合は不可能と考察される。かくして加熱速度が大きい場合には共鳴核生成が可能となり、粒状オーステナイトの生成が容易となり、しかも粒状オーステナイトは共鳴核生成によつて成長するものと考えられる。加熱速度の小さい場合は共鳴核生成は困難となり、また成長界面の移動は界面反応律速と考えられるので、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の進行は非常にゆつくりしたものと推察される。これが徐熱した場合、針状フェライトが消滅しにくい原因と察せられる。

5. 総括

低炭素 Cr 鋼を用いて、前組織および加熱速度を変えて $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態過程を観察し、オーステナイトの初期粒形成過程を考察して、大略次の結果を得た。

1) フェライト+パーライトの前組織を有する試料を $2^\circ\text{C}/\text{min}$ および $2^\circ\text{C}/\text{sec}$ で加熱すると、いずれの場合もフェライト-パーライト粒界およびパーライトコロニー境界からオーステナイトが核生成し、その後粒状に成長して粒状オーステナイト同志が衝突してフェライトが消滅すれば $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態は終了し、粒状オーステナイトはそのままオーステナイトの初期粒となる。

2) 前組織がマルテンサイトの場合には加熱速度によつて $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の挙動が異なり、 $2^\circ\text{C}/\text{sec}$ で急熱した場合には旧オーステナイト粒界、粒内に数多くの粒状オーステナイトが生成され、昇温とともに粒状オーステナイトは成長して粒状オーステナイト同志が衝突してフェライトが消滅すると、粒状オーステナイトはそのままオーステナイトの初期粒となる。しかしながら $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で徐熱すると、旧オーステナイト粒界にそつて粒状オーステナイトが珠数状に生成されるが、旧オーステナイト粒内では粒状オーステナイトは少なく、数多くの針状オーステナイトが生成される。粒状オーステナイトは温度が上昇してもあまり成長せず、変態の終了とともにそのままオーステナイトの初期粒となるが、針状オーステナイトは変態の進行とともに針状フェライトとオーステナイトが層状に配列した組織となり、針状フェライトが消滅すると微細なオーステナイトが形成され、それらが統合されて粒状オーステナイトとなつてオーステナイトの初期粒を形成するにいたる。

3) 前組織がマルテンサイトのものを加熱してオーステナイト化したときにあらわれる粒状オーステナイトは一つのオーステナイト粒が等軸的に成長したものではなく、相隣れるフェライト粒から別々に核生成したオーステナイトが衝突し、互に統合して生成されると考えられるが、加熱速度が大きい場合には析出したオーステナイ

トとフェライトの界面上に新たにオーステナイトが核生成することも考えられる。

4) オーステナイト-フェライト界面はフェライト粒界によつてその移動が阻止されるが、それにもかかわらず加熱速度が大きい場合に粒状オーステナイトが成長するのは、移動を阻止された界面上で新たにオーステナイトが核生成するためと考えられる。

5) オーステナイト-フェライト界面で新たにオーステナイトが核生成できるのは、その界面がラス境界のような結晶方位差の小さい粒界によつて移動が阻止された場合だけであり、大傾角粒界によつてオーステナイト-フェライト界面の移動が阻止された場合にはその界面上にオーステナイトが核生成することはないと考えられる。

終わりに、本研究の遂行にあたり格別のご尽力をいただいた(株)神戸製鋼所中央研究所近藤亘生、田中勉の両氏に深甚なる謝意を表する。

文 献

- 1) 木下, 上田, 鈴木: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 446
- 2) 木下, 上田, 鈴木: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 403
- 3) 木下, 上田, 鈴木: 鉄と鋼, 59 (1973), No 8 に掲載予定
- 4) T. G. DIGGES and S. J. ROSENBERG: Trans. ASM, 31 (1943), p. 753
- 5) M. BAEYERTZ: Trans. ASM, 30 (1942), p. 755
- 6) G. A. ROBERTS and R. F. MEHL: Trans. ASM, 31 (1943), p. 613
- 7) A. E. NEHRENBURG: Trans. AIME, 188 (1950), p. 162
- 8) A. E. NEHRENBURG: Trans. AIME, 194 (1952), p. 181
- 9) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2181
- 10) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2183
- 11) 本間, 鈴木: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 195
- 12) 本間: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 898
- 13) 本間: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 119
- 14) G. R. SPEICH and A. SZIRMAE: Trans. AIME, 245 (1969), p. 1063
- 15) H. I. AARONSON: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V. F. ZACKAY and H. I. AARONSON, (1962), p. 387 [Interscience Publishers]
- 16) 松田, 井上, 三村, 岡村: 鋼の強靱性, (1971), p. 47 [Climax Molybdenum Development Co.]
- 17) J. M. CHILTON, C. J. BARTON, and G. R. SPEICH: JISI, 208 (1970), p. 184
- 18) R. R. JUDD and H. W. PAXTON: Trans. AIME, 242 (1968), p. 206
- 19) H. W. PAXTON: Transformation and Hardenability in Steels, (1967), p. 3 [Climax Molyb-

-
- denum Co. of Michigan]
- 20) *D. WEBSTER* and *G. B. ALLEN*: *JISI*, 200 (1962), p. 520
- 21) *R. P. ZERWEKH* and *C. M. WAYMAN*: *Acta Met.* 13 (1965), p. 99
- 22) *M. HILLERT*: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by *V. F. ZACKAY* and *H. I. AARONSON*, (1962), p. 197 [Interscience Publishers]
- 23) *L. H. Van VLACK*: *Trans. AIME*, 191 (1951), p. 251
-