

## 論 文

制御圧延による低炭素鋼フェライト・  
パーライト組織の微細化機構

稲 垣 裕 輔\*

Grain Refinement of Ferrite-pearlite Structure of Low Carbon  
Steel through the Controlled Rolling Process

Hirosuke INAGAKI

## Synopsis :

A 0.1%C-1.35%Mn-0.03%Nb steel was hot rolled in 1 pass up to 83% reduction in thickness at a temperature between 790 and 1050 °C and deformation of austenite was examined metallographically in detail. It was found that annealing twins were formed abundantly in the austenite during heating before rolling, or during recrystallization which occurred during rolling when the rolling temperature was high. Rolling at a temperature below the recrystallization temperature of austenite resulted in severe deformation of these annealing twins. At the same time, heavy local deformation was introduced into the regions near the boundaries of these annealing twins, and also into the regions near austenite grain boundaries. Such local deformation was found to enhance the formation of ferrite nuclei in these regions during ferrite-pearlite transformation. It was suggested that this effect was most essential in the grain refinement of control-rolled steel.

## 1. 結 言

低炭素鋼の加工オーステナイトがフェライトパーライト組織に変態する場合、フェライト核は変形帯やオーステナイト粒界に生成することが知られている<sup>1)~9)</sup>。したがって、オーステナイト相を再結晶温度以下で強圧延し、変形帯の密度およびオーステナイト粒界の表面積を増大させればフェライト核の生成を促進することができる。従来、制御圧延は、この基本原理に基づいて最終的なフェライトパーライト組織の微細化をはかる加工熱処理技術として発展してきた。

しかし、加工オーステナイトにおいて、変形帯やオーステナイト粒界がフェライト核の生成にどのような機構を通じて関与しているか、あるいは、これら二種類の界面の結晶学的、あるいは形態学的相異がフェライト核生成にどのような影響を与えるかという点に関しては、これまで全く関心がはらわれなかつた。逆に、従来の研究では、オーステナイト粒界も変形帯も、フェライトの核生成において果たす界面としての役割はほぼ等価、類似であるとみなし、両者の全表面積を算術的にたし合わせて得られる有効界面面積<sup>2)5)~9)</sup>を最も基本的なパラメータと考え、これに基づいて、組織の細粒化に対する制御圧延諸条件の寄与が種々考察、議論されてきた。

本研究では、制御圧延鋼をより効果的に細粒化するためには、これらフェライト粒の核生成サイトの果たす役割を明確にする必要があると考え、オーステナイト再結晶温度以下で圧延した場合に、これら核生成サイトとなる部分が圧延率の増加とともにどのような挙動を示すかさらには、変態時にどのような核生成挙動を示すかを、基本的に解明することを試みた。本研究ではとくに、オーステナイトが強い集合組織をもつ試料を供試材とすることによつて、圧延中の変形帯の形成発達過程を、結晶学、形態学の両面から解明することを試みた。

その結果、従来の研究<sup>1)~9)</sup>において変形帯とみなされてきたものの多くが、オーステナイト域で形成し、その再結晶温度以下の圧延で伸延された焼鈍双晶であることが明らかとなつた。従来、制御圧延鋼のオーステナイトに焼鈍双晶が存在することはほとんど気付かれず、まして制御圧延鋼のフェライト核生成、細粒化において果たす焼鈍双晶の役割と重要性については、ほとんど注目されなかつたが、本論文では、これら焼鈍双晶がかなりの頻度で形成されることを指摘し、その制御の重要性を強調した。

## 2. 実 験 方 法

0.1%C-1.35%Mn-0.03%Nb 鋼を真空溶解し、150

昭和 58 年 6 月 2 日受付 (Received June 2, 1983)

\* 日本鋼管(株)技術研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 211)

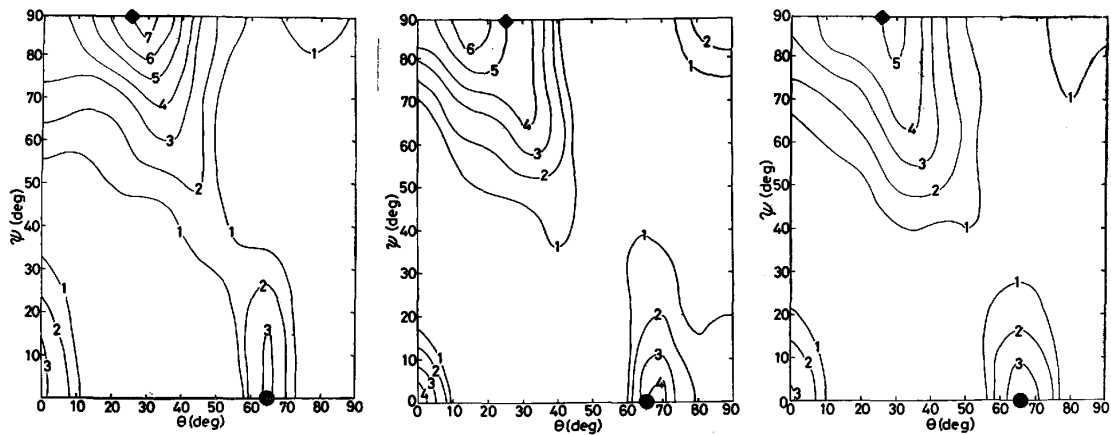


Fig. 1.  $\phi=45^\circ$  Sections of the crystallite orientation distribution function showing (a) initial texture (b) texture after reheating at  $1250^\circ\text{C}$  for 1 h and water quenching, and (c) texture after reheating at  $1150^\circ\text{C}$  for 1 h and water quenching.

kg 鋼塊を作製した。次にこれを  $1000^\circ\text{C}$  で厚さ 80 mm のスラブに分塊圧延後、再び  $1100^\circ\text{C}$  に加熱して制御圧延をおこない、仕上げ温度  $800^\circ\text{C}$  で板厚 16 mm に仕上げた。なお  $900^\circ\text{C}$  以下での全圧下率は 70% である。Fig. 1 (a) にこの段階で測定した試料の集合組織を示す。同図には (110) (200) (211) 極点図から ROE<sup>10)</sup> の方法でもとめた三次元結晶方位分布関数 (展開次数 22 次) の  $\phi=45^\circ$  断面が示してあるが、{332} <113>, {311} <011> を主方位とする強い変態集合組織が発達していることがわかる。本研究では、このような試料を  $\gamma$  相に再加熱した場合に、 $\gamma$  相においても強い集合組織が継承形成され、強い  $\gamma$  相初期集合組織がえられることに着目した<sup>11)12)</sup>。そして、このような強い  $\gamma$  相初期集合組織をもつ試料を種々の温度で圧延率を変えて圧延すれば、 $\gamma$  相の特定結晶面に形成発達する焼鈍双晶や変形帯の特徴あるいは  $\gamma$  相の粒界近傍の変形を明確に把握しうるものと考えた。

この試料を供試材として、50 mm (幅)  $\times$  1000 mm (長さ)  $\times$  16 mm (厚さ) の長方形試料を多数切り出し、以下の実験をおこなった。

(1)  $950^\circ\text{C}$  から  $1250^\circ\text{C}$  の間の温度に 1 h 加熱保持、水焼入れ。

(2)  $1150^\circ\text{C}$  または  $1250^\circ\text{C}$  に 1 h 加熱後所定の温度まで空冷し、1 パス圧延後ただちに水焼入れ。この場合圧延温度は  $790\sim 1050^\circ\text{C}$ 、圧延率は 5~83% の範囲で変化させた。また、温度は板厚中央にあけた 5 mm  $\phi$  のドリル孔に Pt-Pt-Rh 熱電対を挿入して測定した。

これらの試料から顕微鏡試料を採取し 3% ナイタルで腐食後、組織観察をおこなった。



Photo. 1. Banded structure (see arrow) in the specimen simply reheated at  $1250^\circ\text{C}$  for 1 h and quenched into water.

### 3. 結 果

#### 3.1 オーステナイトに再加熱した場合の組織

$950^\circ\text{C}$  から  $1250^\circ\text{C}$  の間の温度に 1 h 保持後、水焼入れした試料の顕微鏡組織を観察した結果、 $1050^\circ\text{C}$  以上に加熱した試料ではオーステナイト結晶粒が粗大化し、その内部に 2 本の平行な直線ではさまれたバンド状組織が形成されることが明らかになった。Photo. 1 は  $1250^\circ\text{C}$  に 1 h 保持後水焼入れした試料においてみとめられたバンド状組織 (矢印) を低倍率で示す。バンド状組織の大きなものは長さが数 mm にも達し肉眼でも容易にみとめられた。これらを高倍率で詳細に観察した結果、これらバンド状組織は形態的に Photo. 2 に示すような 4 種類のタイプに分類できることが明らかになった。これらは fcc 金属で観察されている焼鈍双晶の分類<sup>13)</sup>とよく一致しており Photo. 2 の (a) は孤立型の双

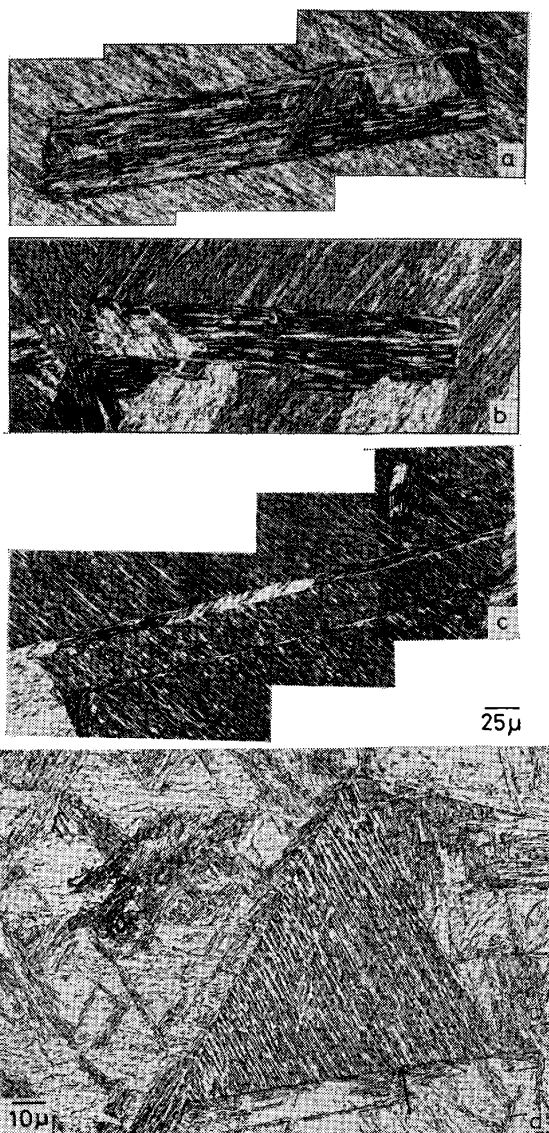


Photo. 2. Typical examples of annealing twins observed in the specimen reheated at 1250°C and quenched into water. (a) Enclosed twin band (b) Partial twin band (c) Twin band, and (d) Twin wedge.

晶, (b)は一端が粒界に接する双晶, (c)は貫粒型の双晶, (d)はくさび型の双晶(矢印で示す.)であろう。以上の結果からこのバンド状組織は形態学的にオーステナイト相で形成された焼鈍双晶であると考えられる。次にこれらが焼鈍双晶であることを結晶学的に証明することをこころみた。

Fig. 1(a)に示す初期集合組織は Fig. 1(b), (c)に示すごとく, 1150°C, 1250°Cで1h加熱水焼入れしてもほとんど変化せず, きわめて安定であることがわかった。このことは Fig. 1(a)に示す強い変態集合組織はオーステナイトに加熱すると元のオーステナイト集合組織に戻り, 水冷すると再びもとの変態集合組織に戻

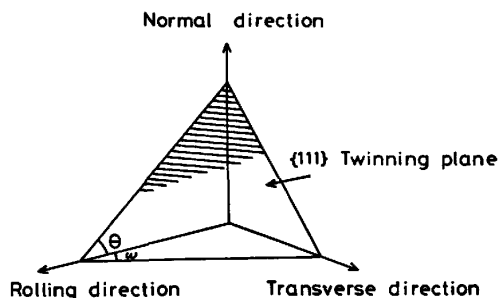


Fig. 2. Angles  $\theta$  and  $\omega$  between rolling direction and traces of twinning plane produced on longitudinal section and rolling plane, respectively.

ることを示していると考えられる。制御圧延鋼の場合, 変態点をはさんで試料の加熱, 冷却を何回反復しても, もとの変態集合組織が保存される現象は, すでにいくつか報告されており<sup>11)12)</sup>, Fe-30%Ni合金の場合<sup>14)</sup>と類似の集合組織の記憶現象が関与しているものと考えられているが, その機構はいまだ明らかにされていない。すでに報告した結果によれば<sup>12)15)</sup>, Fig. 1に示す変態集合組織の主方位  $\{332\} \langle 113 \rangle$ ,  $\{311\} \langle 011 \rangle$  は  $\gamma$  相の Cu 型圧延集合組織の主方位  $\{110\} \langle 112 \rangle_r$ ,  $\{112\} \langle 111 \rangle_r$  から K-S の関係によつて継承されたものと考えられる。したがつて, 本研究の供試材の場合, オーステナイト相では  $\{110\} \langle 112 \rangle_r$ ,  $\{112\} \langle 111 \rangle_r$  方位が強く発達していたと考えることができる。このような集合組織の強い試料の場合, 焼鈍双晶の  $\{111\}_r$  双晶面は特定の位置に優先配向すると考えられ, したがつて Fig. 2に示すごとく圧延直角断面上あるいは圧延面上で観察した場合, これらの観察面上に生ずる焼鈍双晶のトレース(跡)は, 圧延方向に対して特定の角度にあらわれる頻度が高いであろう。Fig. 2では, これらの角度を圧延直角方向断面の場合は  $\theta$ , 圧延面上では  $\omega$  であらわしてある。 $\{110\} \langle 112 \rangle_r$ ,  $\{112\} \langle 111 \rangle_r$  方位について4種類の  $\{111\}_r$  双晶面の  $\omega, \theta$  を計算した結果を Table 1にまとめて示す。いずれの方位の場合も,  $\omega, \theta$  の値が同じになる双晶面が2つあるので, 独立な  $\omega, \theta$  の組は全部で6個となる。Fig. 3にこれら6つの双晶面のとる位置を模式的に示した。Table 1の双晶面 II D は圧延直角断面上に平行になるため, この断面上では観察できない。Fig. 4は1250°Cに加熱し水焼入れした試料で実測した  $\omega, \theta$  の頻度分布を示す。Table 1に示した理論計算の結果を矢印で示してある。 $\gamma$  相の集合組織を2つの理想方位で近似し, その分散を無視したことを考慮するならば, 理論計算と実測結果はよく一致しているといえる。同様な一致は1150°Cに加熱, 水焼入れした試料でもえられた。

Table 1. Calculated angles,  $\theta$  and  $\omega$  between rolling direction and traces of the twinning plane produced on longitudinal section and on rolling plane, respectively.

Main orientation	Twinning plane		Angle $\theta$	Angle $\omega$
(112) [ $\bar{1}\bar{1}1$ ]	(111) I A		35.26°	22.2°
	(111) I B		19.47°	90°
	(111) I C		35.26°	22.2°
	(111) I D		90°	90°
(101) [ $\bar{1}21$ ]	( $\bar{1}11$ ) II A		90°	70.5°
	(111) II B		30°	54.7°
	( $\bar{1}11$ ) II C		30°	54.7°
	(111) II D		//	0°

// : parallel to longitudinal section

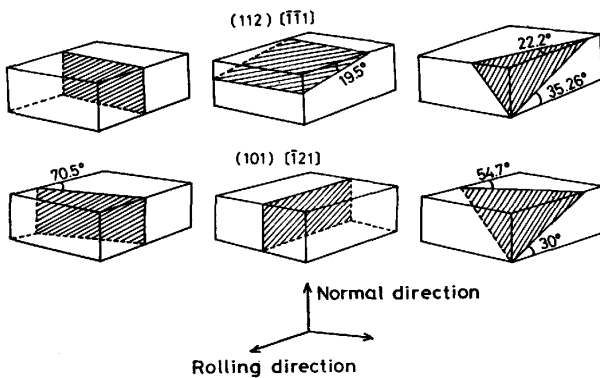


Fig. 3. Positions of {111} twinning planes in {112} <111> and {101} <112> ideal orientations (schematic).

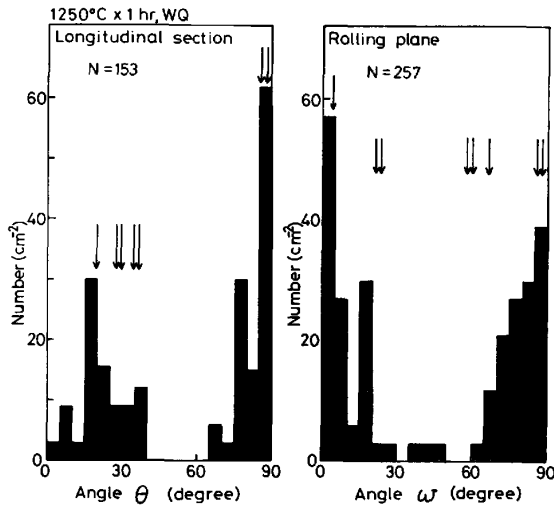


Fig. 4. Distributions of the angles  $\theta$  and  $\omega$  between rolling direction and trace of twinning plane in the specimen reheated for 1 h at 1250°C and quenched into water.

以上の結果から、2つの平行な境界ではさまれたバンド状組織は形態学的にも結晶学的にもオーステナイト相の焼鈍双晶であると結論できる。

### 3.2 オーステナイトの再結晶温度以下で熱間圧延した場合の焼鈍双晶の挙動

次に試料を 1250°C に 1 h 保持後、オーステナイトの再結晶温度より低い 850°C まで空冷し、この温度で

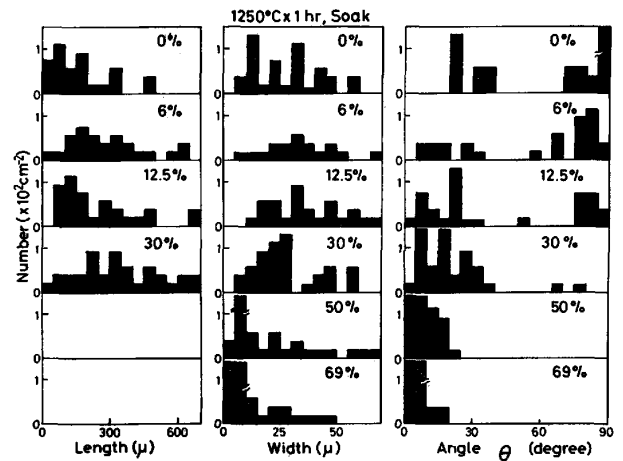


Fig. 5. Effect of rolling reduction on the length, width of annealing twin and angle between rolling direction and traces of twinning plane. Measurements were made on the longitudinal section of the specimen heated for 1 h at 1250°C, subsequently rolled at 850°C in 1 pass up to 82% and quenched into water. Number in the figure illustrates rolling reduction.

圧延率を 82% まで変えて 1 パス圧延、水冷をおこない、圧延にともなう焼鈍双晶の形態の変化をしらべた。Fig. 5 は圧延率の増加にともない、焼鈍双晶の長さ、幅、焼鈍双晶のトレースと圧延方向のなす角度  $\theta$  の頻度分布がどのような変化を示すかを、圧延直角方向断面上で測定した結果を示す。圧延率の増加とともに、焼鈍双晶は長さを増し、幅を減じながら圧延方向に平行に展伸、伸延されてゆく状況が明瞭に示されている。

Photo. 3 は圧延率の増加にともなう焼鈍双晶の形態の変化を示す。圧延によつて伸延した焼鈍双晶は、従来の研究<sup>1)~3)6)~8)</sup>が写真をもつて「変形帯」として示しているものと非常に類似していることがわかる。しかし、変形帯と称するには境界があまりにもシャープであり直線性がよく、境界をはさむ両側の部分のコントラストもはつきりしすぎている。以上の結果から上述の研究で変形帯と同定されたバンド状組織は本来の変形帯ではなく圧延で変形、展伸した焼鈍双晶であると結論できる。

### 3.3 焼鈍双晶境界からのフェライト核生成

Photo. 4 は 1250°C で 1 h 加熱後、830°C で 50% 1 パス圧延、水焼入れした試料の組織を示す。焼鈍双晶の境界近傍からは粒内とはことなつたバリエーションのラス・マルテンサイトが形成しているが、これはオーステナイトの再結晶温度以下で強圧延した場合にこの領域が粒内とはことなつたいちじるしい局所変形を受けた結果であると考えられる。このような局所的に歪みの高い領域は、圧延時に双晶境界において歪みのテンソルの連続性が満足されねばならないという歪みの適合条件<sup>18)</sup>が原

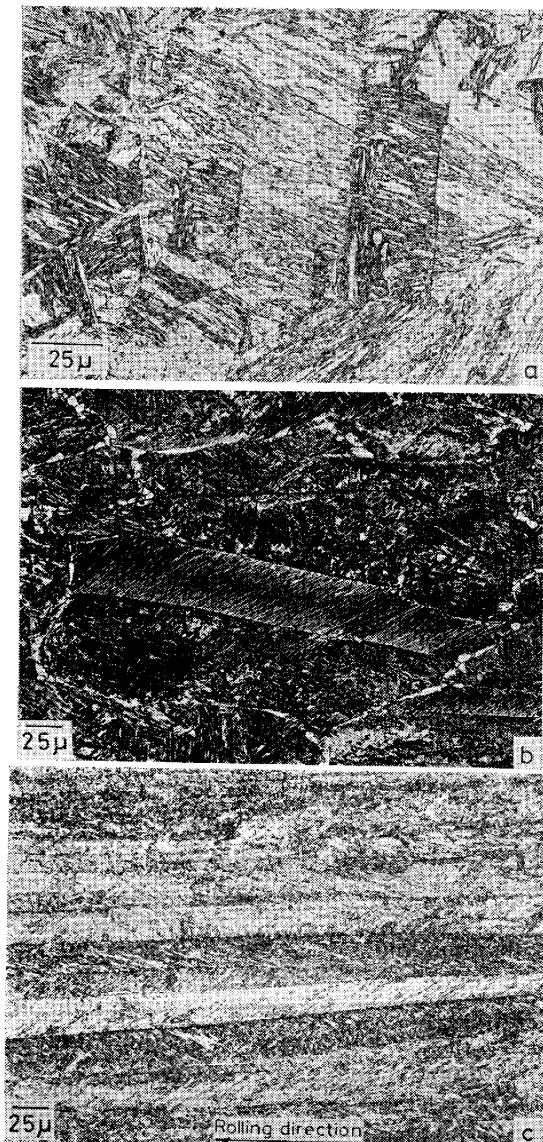


Photo. 3. Effect of rolling reductions on the morphologies of annealing twin in the specimen reheated at 1150°C, hot rolled at 830°C and quenched into water. Longitudinal sections. Reductions are (a) 9%, (b) 31% and (c) 82%, respectively.

因となつて形成されるものと考えられる。Photo. 5 は 850°C で 50% 1 パス圧延後、730°C まで空冷、水焼入れした試料において焼鈍双晶の境界近傍からフェライト粒が優先核生成していることを示す。これは、このような局所歪みがフェライト核生成を促進する効果があることを示している。

#### 3.4 オーステナイト粒界近傍の局所変形

Photo. 6 は 1250°C で 1h 加熱後、830°C に冷却し、50%、1 パス圧延後、水焼入れした試料の組織を示す。ラスマルテンサイト組織の形態から判断すると、オーステナイト粒界とくに 3 重点近傍では変形がいちじるしく乱れていることがわかる。これは変形中に粒界にお

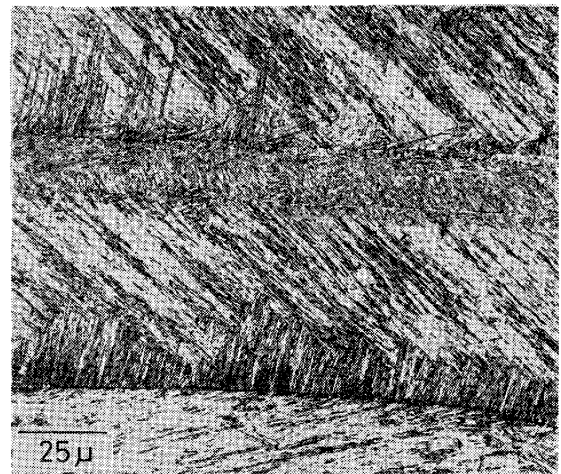


Photo. 4. Inhomogeneous deformation near twin boundaries in the specimen reheated for 1h at 1250°C, rolled 50% at 830°C and quenched into water.

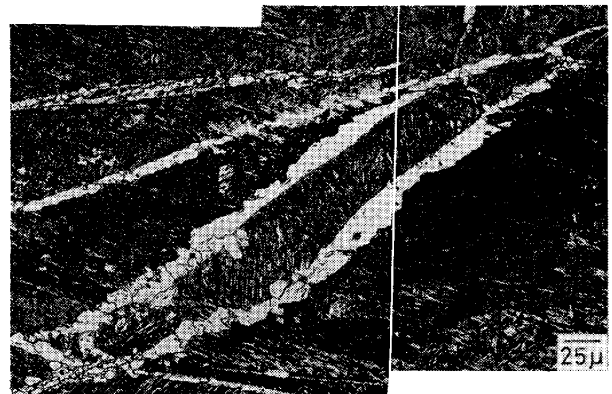


Photo. 5. Nucleation of ferrite grain along the boundaries of annealing twin deformed by rolling.



Photo. 6. Inhomogeneous deformation near austenite grain boundaries.

ける歪みの連続性を保持するために、粒界近傍の領域が不適合歪みを解消するよう結晶回転し、局所歪みの高い領域を形成したことと関連していると思われる。

Photo. 7 は、830°C で 50% 1 パス圧延後、730°C まで空冷し、水焼入れした試料の組織を示す。オーステ

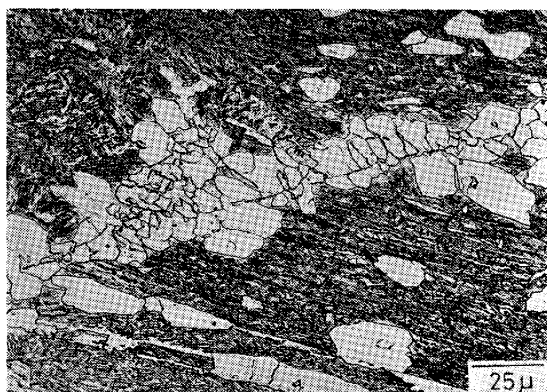


Photo. 7. Nucleation of ferrite grain in the severely distorted regions near austenite grain boundaries in the specimen reheated at 1250°C for 1 h, rolled 50% in 1 pass at 830°C, cooled to 730°C in air, and quenched into water.

ナイト粒界近傍からフェライト核が優先核生成しているが、これはこの場合も、局所歪みがフェライト核生成を促進する効果をもつことを示している。この場合、フェライト核は、 $\gamma$ 粒界面に沿ってだけでなく、 $\gamma$ 粒界に沿ってある幅をもつて優先生成している点が注目される。

#### 4. 考 察

従来、加工オーステナイトからフェライトパーライト組織への変態を巨視的な CCT 線図に基づいて議論した研究は多数あるが、結晶学的ないしは形態学的な見地からその微視的機構を論じた例はあまりない。しかしながら、制御圧延鋼のオーステナイトのように、強い圧延集合組織が存在する場合には、その主方位成分ごとに、加工による蓄積エネルギーが異なり、各主方位成分ごとに異なった速度で変態する可能性が考えられるので<sup>15)</sup>、変態組織形成をより微視的な立場に立つて考察する必要がある。このような単結晶としての変態の難易に加えて、上述の実験結果によれば、多結晶の場合には、オーステナイト粒界近傍の局所変形が変態に重大な影響を与えること、さらにまた、焼鈍双晶境界近傍の局所変形も同様な効果をもつことが明らかとなった。これら二つの効果は、とくに変態速度のおそい方位の結晶粒において顕著にあらわれ、その変態を促進すると考えられる。次に、これらの効果について詳しく論ずることとする。

##### 4.1 焼鈍双晶の役割

焼鈍双晶の形成機構については、fcc 金属、Fe-Ni 合金、ステンレス鋼など積層欠陥エネルギーが比較的低い金属では詳しく研究されているが、いまだ結論はえられていない<sup>13)17)~20)</sup>。FULLMAN, FISHER は焼鈍双晶は結晶粒界の表面エネルギーを減少させるために粒成長過程で形成されることを結論した<sup>17)</sup>。この考えは長年にわたつ



Photo. 8. Annealing twin in a small recrystallized austenite grain. Observation was made on the specimen reheated at 1250°C for 1 h, rolled 50% in 1 pass at 1050°C and quenched into water.

て広く支持されてきたが、これに対して、最近、GINDRAUX, FORM は焼鈍双晶は再結晶過程において形成され、粒成長過程では消滅することを主張している<sup>18)19)</sup>。本研究の場合も焼鈍双晶の密度は、1250°C に加熱し粒成長を起こさせることによつて減少することが観察されており GINDRAUX, FORM の結論が正しいと考えられる。

実際の制御圧延プロセスにおいては、スラブ再加熱温度から  $A_r$  直上まで連続多パス圧延がおこなわれる。この場合には再加熱時に形成した焼鈍双晶はオーステナイト再結晶温度以上での圧延によつて生じたオーステナイト再結晶粒の成長によつて食い尽くされてしまい、これら再結晶粒の成長過程で別の焼鈍双晶が新たに形成される。Photo. 8 は 1250°C に 1 h 保持後、1050°C で 50% 1 パス圧延、水焼入れした試料でみられた小さなオーステナイト再結晶粒内の焼鈍双晶を示す。オーステナイトの再結晶率は 30% であった。再結晶によつて形成された焼鈍双晶は、Photos. 2, 3 に示したような単純加熱によつて形成された焼鈍双晶にくらべて、サイズは小さいが形態に差はない。したがつてこれら再結晶過程で形成された焼鈍双晶もオーステナイト再結晶温度以下での圧延によつて展伸、伸延され、すでにのべた機構によつてフェライト核生成を促進するものと考えられる。従来、制御圧延鋼の  $\gamma$  相における焼鈍双晶の存在の可能性はほとんど注目されなかつたが、実際には多量に形成されるものであり、制御圧延における細粒化効果において重要な役割を果たしていることが明らかとなった。したがつて今後、その生成量、サイズ、分散を適切に制御することが制御圧延技術の進歩に課せられた重要な課題と考えられる。

なお 30% 加工した 0.36% C-1.1% Cr-0.27% Mo-1.45% Ni 鋼においてオーステナイトの双晶境界からフ

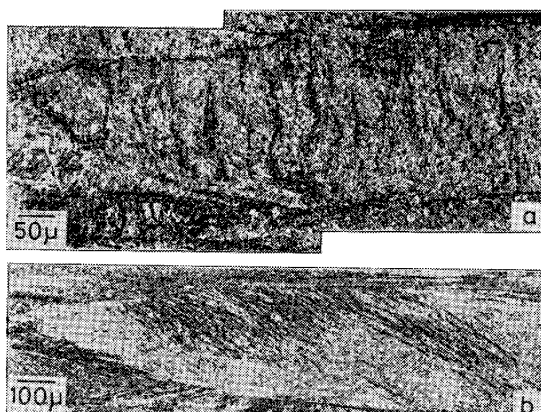


Photo. 9. Strings of tiny grains delineating the deformation hand in austenite. (a) Rolling plane, (b) Longitudinal section.

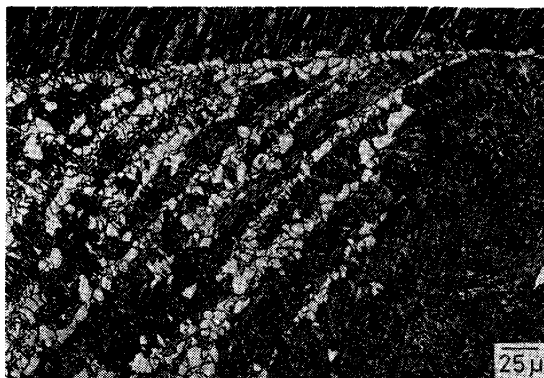


Photo. 10. Nucleation of ferrite grain on deformation band in the specimen reheated at 1250°C for 1 h, rolled 50% in 1 pass at 830°C, cooled in air and quenched from 740°C into water. Rolling plane.

フェライト核が生成するのを観察したという報告<sup>21)</sup>もあるがそれらが本当にオーステナイトの双晶であるという実験的証拠は何もなくこの核生成におよぼす加工の影響についても何ら言及していない。

以上のごとく、本研究では、従来変形帯と考えられてきたバンド状組織の多くが、変形帯ではなく圧延によって展伸変形した焼鈍双晶であるとの結論を得たので、次に本来の変形帯とはどのようなものか検討をおこなった。Photo. 9 は 1150°C で 1 h 加熱し、830°C で 82% 1パス圧延、水冷した試料の顕微鏡組織を示す。圧延面上で観察した場合、非常に細かい結晶粒がひも状の集団をなしてオーステナイト結晶粒を圧延直角方向に横断していることがわかる。これらひも状組織は冷間圧延した純鉄でみとめられる変形帯<sup>22)</sup>と形態が類似しており、微細粒は変形帯上に形成したフェライト粒であると考えられる。圧延直角方向の断面からみると、これらのひも状組織は結晶粒界に端を發し、圧延面に対して特定の角度をなしており特定結晶面に沿って發達する傾向をもつよ

うである。このこともこの組織が変形帯であることを強く示唆している。これらの組織は多数の結晶粒を貫通していないことから、強加工した fcc 金属でみとめられる剪断帯とは異なるものと考えられる。Photo. 10 は試料を 1250°C で 1 h 加熱し 830°C で 50% 1パス圧延後 740°C まで空冷し、水焼入れした試料の組織を示す。変形帯と思われる部分からフェライト粒が多数生成しており、最終的なフェライトパーライト組織の細粒化において変形帯の果たす役割の重要性が示唆される。しかし変形帯が容易に観察されるのは圧延率が 50% をこえる場合に限られた。これは高温変形の場合、回復が容易に起こるので、変形帯が發達しにくいためであると考えられる。

#### 4.2 オーステナイト粒界の役割

従来、制御圧延鋼においてオーステナイト粒界はフェライト粒が優先核生成する界面であることは十分認識されてきたが、その界面としての諸性質がフェライト核生成にどのような影響を与えるかという点に関してはほとんど考慮されなかつた。とくに圧延変形の効果は単にオーステナイト粒界の表面積を増大させて核生成サイトを増大させることにあると考えられてきた。これに対して本研究では、圧延変形の効果は、オーステナイト粒界近傍に、ある範囲にわたっていちじるしく歪みが高い領域を形成することにより、この局所歪みによつてこの部分のフェライト核生成が促進されるのであるという結論をえた。前者の機構よりも後者の機構による方がより多くのフェライト核が形成され、核生成促進効果は大きいので、制御圧延鋼における細粒化において、より本質的な役割を果たしていると考えられる。

オーステナイト粒界近傍に、ある幅をもつて歪みの高い領域が形成される理由としては、圧延時における粒界での歪みの連続性が粒界面上だけでは満足しきれず、実際には粒界から粒内に向かつてある範囲にわたって徐々に緩和解消されることが考えられる。このような変形の乱れた領域の形成は、オーステナイト粒界をはさむ二つの結晶粒の方位の組み合わせに依存するであろう。その実、一部のオーステナイト粒界の周辺では変形の乱れはみとめられなかつた。また変態時にフェライト核が生成しやすいオーステナイト粒界とまったく生成しないオーステナイト粒界があることも、この考えを支持するものと思われる。これらの考察から、結晶粒界における方位差や、ねじれ粒界、傾角粒界など粒界の性質を無視し、すべての粒界について同等に表面積をもとめ、それらを単純に足し合わせて得られる有効粒界表面積というパラメータによつてフェライト核生成を議論してきた従来の

取り扱いには正確さを欠くと言わざるをえない。

## 5. 結 論

(1) 従来、制御圧延鋼において、二本のシャープな境界にはさまれたバンド組織がしばしば観察されており、これらは変形帯と称されてきたが、本研究において、その本質を結晶学、形態学の両面から系統的に検討した結果、これらは制御圧延によつて展伸変形した焼鈍双晶であることがわかった。

(2) オーステナイトを再結晶温度以下で圧延すると、オーステナイト粒界、焼鈍双晶の表面積が増大すると同時に、これらの境界の近傍に局所的に歪みの高い領域が形成される。これら二つの効果はともにフェライト核の生成を促進する効果がある。従来、制御圧延によるフェライト核生成の促進、ひいてはフェライトパーライト組織の細粒化においては、前者の効果のみが注目を浴び重視されてきたが、後者の効果の方がより本質的であると考えられる。

最後に、本研究の遂行にあたり、終始御激励、御討論いただいた東京大学阿部秀夫教授、有益な御討論をいただいた金属材料研究所荒木透前所長、京都大学田村今男教授に深く感謝申し上げます。

## 文 献

- 1) 関根寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1424
- 2) 関根寛, 丸山忠克: 製鉄研究 (1976) 289, p. 11920
- 3) H. SEKINE and T. MARUYAMA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 427
- 4) 梶 晴男, 勝亦正昭, 町田正弘, 木下修二: 鉄と鋼, 60 (1974), S 295
- 5) 梶晴男, 町田正弘, 勝亦正昭: 鉄と鋼, 64(1978), A215
- 6) I. KOZASU, C. OUCHI, T. SAMPEI, and T. OKITA: Microalloying 75 (1977), p. 100 [Union Carbide Corp., New York]
- 7) C. OUCHI, T. SAMPEI, T. OKITA, and I. KOZASU: The Hot Deformation of Austenite (1976), p. 316 [AIME, New York]
- 8) 大内千秋, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 143
- 9) R. PRIESTNER and E. de los RIOS: Met. Technol., 7 (1980), p. 309
- 10) R. J. ROE: J. Appl. Phys., 36 (1965), p. 2024
- 11) R. SHOEFIELD, G. ROWNTREE, N. V. SARMA, and T. WIENER: Met. Technol., 1 (1974), p. 325
- 12) H. INAGAKI: Texture of Materials, Vol. 1 (1981), p. 149 [ISIJ]
- 13) G. R. BOLLING and W. C. WINEGARD: J. Inst. Metals, 86 (1957/58), p. 492
- 14) G. WASSERMANN: Arch. Eisenhüttenwes., 6 (1933), p. 347
- 15) H. INAGAKI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 166
- 16) J. D. LIVINGSTONE and B. CHALMARS: Acta Metall., 5 (1957), p. 322
- 17) R. L. FULLMAN and J. C. P. FISHER: J. Appl. Phys., 22 (1951), p. 1350
- 18) G. GINDRAUX and W. FORM: J. Inst. Metals, 101 (1973), p. 85
- 19) W. FORM, G. GINDRAUX, and V. MLYNCAR: Met. Sci. J., 14 (1980), p. 16
- 20) W. CHARNOCK and J. NUTTING: Met. Sci. J., 1 (1967), p. 78
- 21) D. J. WALKER and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Sci. J., 12 (1978), p. 445
- 22) 阿部光延, 小甲康二, 林征夫, 速水哲博: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 84