

加工されたオーステナイトからのパーライト
変態

© 1984 ISIJ

梅本 実*・大塚 秀幸*²・田村 今男*³

Transformation to Pearlite from Work-hardened Austenite

Minoru UMEMOTO, Hideyuki OHTSUKA, and Imao TAMURA

Synopsis :

The effects of austenite deformation conducted below the recrystallization temperature on the subsequent isothermal transformation to pearlite in an eutectoid steel (SKD 6, H11) were quantitatively studied. The plastic deformation in the austenite condition led to marked acceleration of austenite-pearlite transformation. This acceleration was found to be mostly caused by the increase in the nucleation rate but not by the increase in the growth rate.

The increase in the nucleation rate per unit volume of specimen was attributed (1) to the increase in the austenite grain area by the elongation of grains, (2) to the increase in the nucleation rate *per se* per unit area of grain surface, and (3) to the formation of additional nucleation sites such as annealing twin boundaries, deformation bands, etc. In this study, the nucleation rate on the grain boundary surface was estimated to be increased about 27 times larger by 30% rolling. The average pearlite fraction nucleated within the grains was found to be 25% of the total transformed fraction.

1. 結 言

鋼の強靱化のための組織調整については、これまで材料の組成(合金元素の調整)と熱処理による制御が中心であり、加工は主として形を作るために用いられていた。これに対し、加工と熱処理を組み合わせる積極的な材質の改善を引き出そうとする強靱化技術が現在注目されている“加工熱処理”であり、その代表的なものにオースフォーム¹⁾や制御圧延²⁾がある。オースフォームは、加工硬化したオーステナイトを焼入れしてマルテンサイト組織にする処理をいうが、制御圧延は加工されたオーステナイトの拡散変態(主としてフェライト変態)に関するもので、オーステナイトの加工される温度により再結晶域加工、未再結晶域加工、 $(\alpha+\gamma)$ 二相域加工の3つに大別される³⁾⁴⁾。これらのうち特に未再結晶域加工及び二相域加工は、その後の拡散変態に対して影響が大きく、この温度域での加工により組織の微細化などの金属組織学的改善をとおして圧延のまま、高強度・高靱性を有する鋼の製造が行われている。しかしながらこれらの加工熱処理方法開発の基礎となる加工後のオーステナイトからの拡散変態挙動については、これまで定量的な研究が多く、定量的な研究はほとんどおこなわれ

ていない。そこで本研究は未再結晶域で加工されたオーステナイトからの拡散変態、中でも変態の kinetics が比較的簡単なパーライト変態をとりあげ、加工によつてその後の相変態がどのような影響をうけるのかを明らかにすることを目的としておこなった。

2. 実 験 方 法

本研究に用いた試料は共析鋼に近い SKD 6 で、その化学組成は Table 1 に示すとおりである。本研究に SKD 6 を使用したのは、パーライト変態は変態の kinetics が取り扱いやすいことと、本鋼でのパーライトの変態速度が遅く、試料温度を変化させる間に生じる時間的誤差をほとんど無視できるからである。また、この鋼は controlled rolling (制御圧延)には直接関係のない鋼であるが、加工硬化したオーステナイトからの変態の kinetics に関する基礎研究を目的としている本研究には好都合な材料である。この鋼は少し過共析ではあるが、オーステナイトが過冷された状態(nose 付近)での等

Table 1. Chemical composition of SKD 6 (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Fe
0.35	0.89	0.43	0.013	0.007	0.006	5.50	1.20	0.52	0.03	bal

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 Trans. ISIJ Vol. 23 (1983) No. 9 に掲載

昭和 58 年 6 月 17 日受付 (Received June 17, 1983)

* 京都大学工学部 Ph. D. (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

*² 京都大学大学院 (Graduate School, Kyoto University)

*³ 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

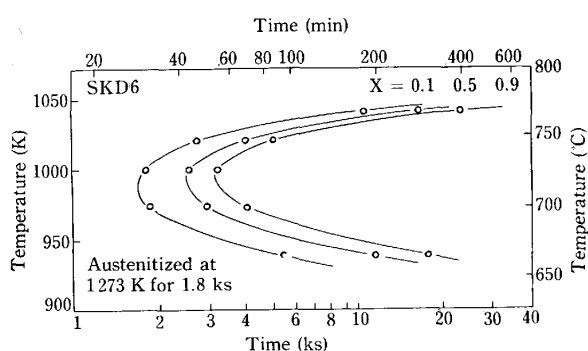


Fig. 1. TTT diagram of SKD6 for pearlite fraction of 0.1, 0.5 and 0.9.

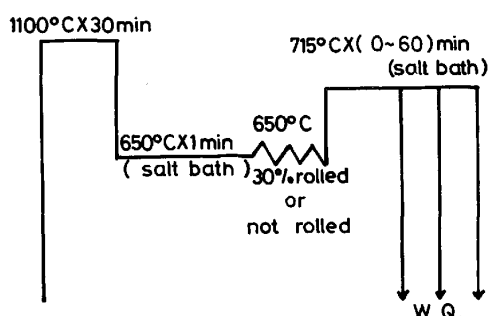


Fig. 2. Patterns of heat treatments.

温変態では完全なパーライト変態を示す。試料は、まず $10\text{ mm} \times 75\text{ mm} \times 40\text{ mm}$ のブロックに切断し、 1200°C で 20 h 真空中にて均一化した。この後、Formastor 用試験片としては $\phi 3\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ の丸棒状に切削加工したものを、また組織観察により加工材と無加工材での変態を比較する目的の試料としては、上の均一化したブロックに熱間及び冷間圧延を施し、厚さ 4 mm の板にしたのち幅 8 mm 、長さ約 70 mm のたんざく状に切り出したものを用いた。

Fig. 1 は、Formastor-F 膨張試験機により求めた無加工状態の SKD 6 の等温変態線図 (TTT 図) であり、 1000°C で 30 min 完全にオーステナイト化した後、種々の温度で等温変態させることによつて求めた。図中の $X=0.1, 0.5, 0.9$ の曲線はそれぞれパーライト変態率が $10, 50, 90\%$ に達する時間を示す曲線である。Fig. 1 から、SKD 6 のパーライト変態は、 720°C 付近に nose を持つ典型的な C 曲線を示しており、 650°C 付近に bay があることがわかる。

Fig. 2 は、組織観察用試片に施した熱処理を模式的に示した図である。まず 1100°C で 30 min オーステナイト化し、bay の温度にあたる 650°C に保持された salt bath 中に焼入れ、試料がその温度になるように約 1 min 保つた。その後 1 パスで 30% 圧延をおこなひ、ただちに 715°C に保持された salt bath 中に up

quench し、この温度で種々の時間パーライト変態をおこなせた後、水焼き入れた。ただし 30% 圧延によつてオーステナイトは加工硬化するが、変態前や変態中に再結晶は起こっていないことを光学顕微鏡観察により確認した。また、加工を施さないものは、 650°C の salt bath から圧延せずに直接 715°C の salt bath へ移し、加工材と同じ時間保持した後、水焼き入れた。

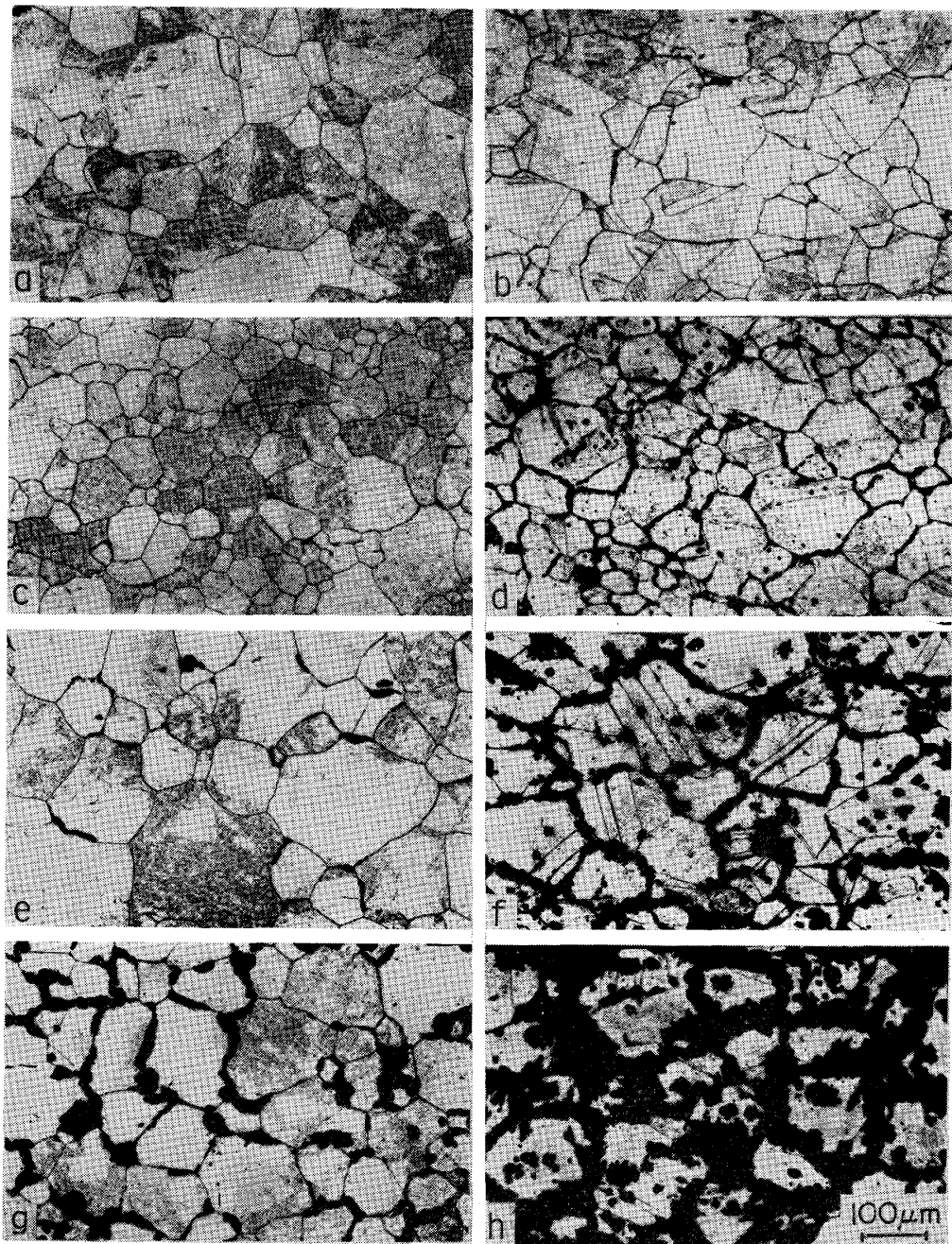
試料は水焼き入れ後、加工材、無加工材ともに表面を十分除去し、 5% ナイタルとフッ酸により腐食し組織観察に供した。ここで、 5% ナイタルはパーライトを現出するために、またフッ酸は旧オーステナイト粒界とラスマステンサイトを現出するために用いた。これらの加工材と無加工材の光学顕微鏡観察の結果を比較することにより、オーステナイト状態での加工がその後の等温パーライト変態にいかなる影響を与えるかについて調べた。なお、パーライトの変態量の測定は組織写真を使つて点算法によつておこなつた。

3. 実験結果

3.1 加工材と無加工材におけるパーライト変態の進行

Photo. 1 は加工材と無加工材の 715°C におけるパーライト変態進行の様子を同じ変態時間で比較したものである。Photo. 1(a), (c), (e), (g) は無加工材、(b), (d), (f), (h) は加工材のもので、それぞれ salt bath 中において 715°C で 8 min , 20 min , 30 min , 60 min の等温保持をした試料の光顕写真である。写真で黒いところがパーライト、灰色に見えているところは残留オーステナイトが水焼き入れ時にラスマルテンサイトになつた部分である。なお、加工材の写真は特にことわりがない限りすべて圧延面 (Fig. 3 の(a)面) を観察したもので、水平方向が圧延方向に平行になるように配置してある。これらの写真から、無加工材では 20 min 保持でようやくパーライト変態が開始しているのに対し、加工材では 8 min ですでにオーステナイト粒界に沿つてパーライトが見られ、明らかに加工によつて変態の進行が促進されていることがわかる。

次にパーライト変態進行の様子であるが、変態初期における無加工材と加工材のパーライトの生成状況を比較すると、無加工材では Photo. 1(e) に示すように比較的大きなパーライトの 1 個 1 個のノジュールが独立に離れて生成しているのが見られる。これに対して加工材では Photo. 1(d) にみられるようにパーライトはオーステナイト粒界に沿つて細くフィルム状に生成している。Photo. 2 は加工材においてオーステナイト粒界上に生成した変態初期におけるパーライトを拡大したものであ



(a) not rolled, 8 min, (b) 30% rolled, 8 min, (c) not rolled, 20 min, (d) 30% rolled, 20 min, (e) not rolled, 30 min, (f) 30% rolled, 30 min, (g) not rolled, 60 min, (h) 30% rolled, 60 min. Pictures were taken from the section (a) shown in Fig. 3.

Photo. 1. Optical micrographs showing the progress of transformation to pearlite at 715°C.

るが、この写真から1個1個のパーライトがオーステナイト粒界をはさんで、上側と下側のオーステナイト粒へ向かってほぼ交互に成長しているのがみられる。このことから Photo. 1(d) でみられるうすいフィルム状のパーライトノジュールは、粒状のものが互いに接近して多数生成し、その後成長して互いに衝突してフィルム状になったものであり、少数のパーライト核が生成した後、粒界方向に沿って優先的に成長してフィルム状になったのではないことがわかる。

変態中期における加工材と無加工材のパーライトの変態挙動を比較すると、無加工材においては Photo. 1(g) に示すように、パーライトは粒状でオーステナイト粒内にむかつて成長しており、粒界ははまだパーライトによって全部埋めつくされておらず、核生成・成長によつて変態が進行していることがわかる。これに対して加工材では、Photo. 1(f) にみられるようにほとんどすべてのオーステナイト粒界はパーライトで埋めつくされ、フィルム状のパーライトが成長していく、すなわちその厚み

を増していくといった形で変態が進行しており、新たな核はほとんど生成していない。

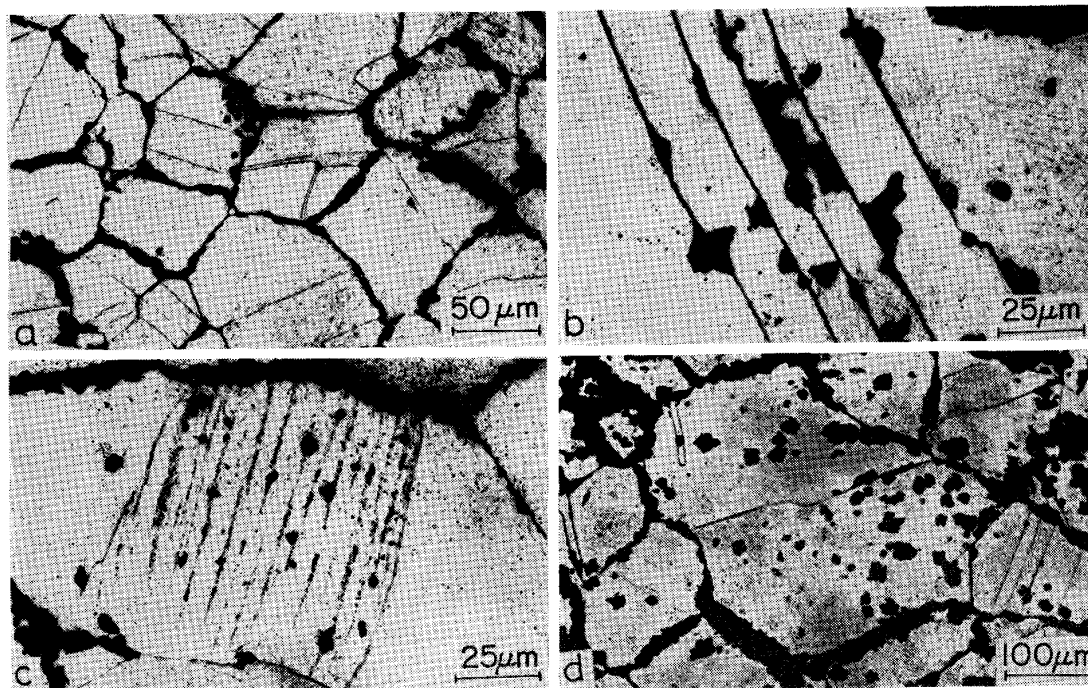
3.2 加工材におけるパーライトの核生成場所

Photo. 1 の写真から明らかなように、加工材と無加工材におけるパーライト変態の進行には明らかな相違があるが、パーライトの核生成場所にもはつきりした差が認められる。つまり、無加工材におけるパーライトの核生成場所がオーステナイト粒界のみであるのに対して、加工材の場合にはオーステナイト粒界のみでなく、粒内においてもパーライト核の生成が観察される。



Photo. 2. Optical micrograph taken from the deformed specimen showing small pearlite nodules nucleated on the austenite grain boundaries in the early stage of transformation. Specimen was held for 10 min at 715°C after 30% rolling. Pictures were taken from the section (a) shown in Fig. 3.

Photo. 3 は、加工材においてみられた種々のパーライトの核生成場所を示したものである。Photo. 3(a) は、旧オーステナイト粒界におけるパーライトの核生成を示している。一般に変態の初期においては加工材においても主としてオーステナイト粒界で核生成がおこる。Photo. 3(b) は焼鈍双晶境界に生成したパーライトを示している。加工材においては変態がすすむにつれて双晶境界上にもパーライトが生成するようになる。WALKER と HONEYCOMBE⁵⁾らは、オーステナイトがフェライトに変態するときにもオーステナイトの熱間加工によりフェライトが双晶境界上で核生成することを報告している。Photo. 3(c) は、変形帯上に生成したパーライトを示している。変形帯の性格については今のところあまりよくわかっていないが、小指ら⁶⁾は、変形帯の密度は主として圧下率に依存し、温度や歪み速度にほとんど影響されないと報告している。本研究の場合でも、密度はそれ程高くはないがこのような変形帯が観察され、変形帯上にパーライトが生成しているのが見られた。Photo. 3(d)は、オーステナイト粒内で生成したパーライトを示したものである。写真中央のオーステナイト粒には変形帯が見られないが、明らかに粒内においてパーライトが多数生成しているのがわかる。これは非金属介在物との界面にパーライトが核生成したものとと思われる。加工材



(a) nucleation at grain boundaries, (b) nucleation on annealing twin boundaries, (c) nucleation on deformation bands, (d) nucleation inside the grains. Pictures were taken from the section (a) shown in Fig. 3.

Photo. 3. Optical micrographs showing the various types of nucleation sites observed in the deformed specimen.

においては無加工材のものよりも、粒内で生成したパーライトノジュールの数がかなり多いことから、加工材においては純粋に粒内での核生成がかなりの程度おこっていると考えられる。

以上、加工材におけるパーライトの核生成場所について観察した結果、オーステナイト粒界以外にも変形帯や焼鈍双晶境界、粒内のある場所（非金属介在物など）がパーライトの核生成場所になつていることが判明した。ここで、加工しないときは双晶境界は核生成場所になり得ないが、加工すれば核生成場所になるということは注目すべきことである。これは、オーステナイトの焼鈍双晶境界は加工をうけない場合は整合性が良いのでパーライトの核生成場所とはなり得ないが、加工をうけるとすべり変形のために粒界表面と同様に界面エネルギーの高い粒界 edge に相当するような場所がたくさん生成されるために核生成場所となり得るわけである。

さて次に、加工材における変形帯や双晶境界を含めたオーステナイト粒内で核生成したパーライトの変態率の全変態率に対する割合を求めた。その方法としては 30% 圧延後 715°C で 30 min 変態させた試料 (Photo. 1 (f)) を使つて、粒内（粒界以外の変形帯や焼鈍双晶境界など）で生成したパーライトの変態率と、粒界で生成したパーライトの変態率をそれぞれ別々に点算法によつて測定した。その結果、粒内で核生成したパーライトの変態率が全変態率に占める割合は約 25% であつた。

3.3 パーライトノジュールの形態に対する圧延方向の影響

Photo. 4 はパーライトノジュールの形態に対する圧延方向の影響をみたものである。Photo. 4(a), (b), (c) は、650°C において 30% 加工した後、715°C で 30 min 等温保持した試料を Fig. 3 に示す a, b, c の各面で観察したものである。これらの写真より、オーステナイト粒は圧延方向（写真の水平方向）に伸びていることがわかる。応力下においてはパーライトは引張方向に対して垂直な方向に優先的に成長することが知られて⁷⁾ が、本研究の場合のように加工後変態させたものでは Photo. 4 にみられるようにパーライトノジュールの形は圧延方向の影響をあまりうけておらず、顕著な優先的成長方向はないように見える。

3.4 パーライトの成長速度

パーライトの成長速度を測定する目的で、715°C で種々の時間パーライト変態させた試料における最大ノジュール半径を測定した。観察された最大ノジュール半径を変態時間に対してプロットすると、Fig. 4 のようになる。この図で○印は無加工材のもの、×印は加工材のもの

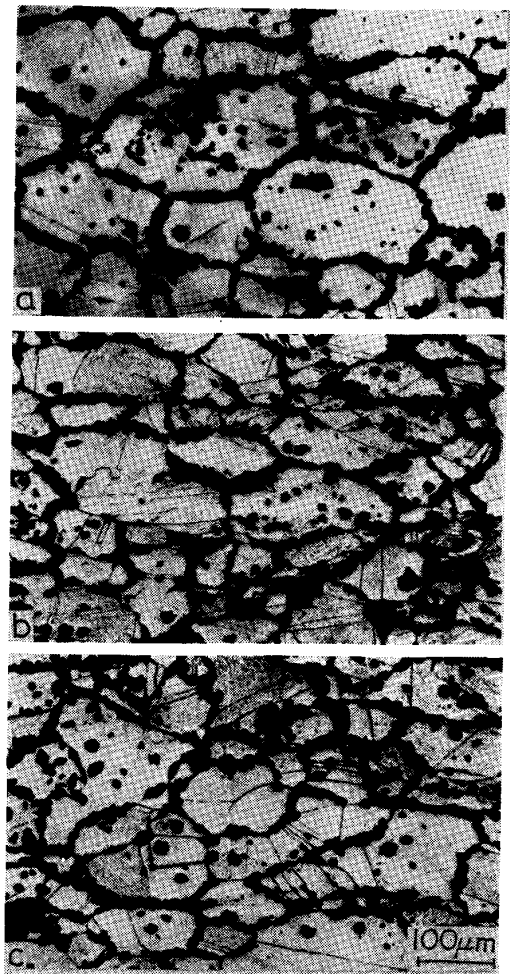


Photo. 4. Optical micrographs showing that the effect of rolling direction on the appearance of pearlite nodules in the deformed specimens is small. (a), (b) and (c) correspond to the sections (a), (b) and (c) shown in Fig. 3, respectively.

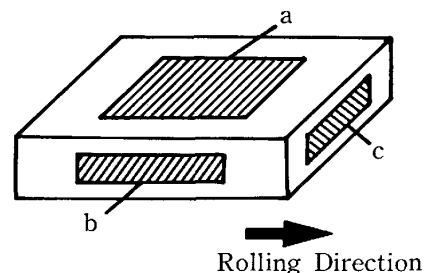


Fig. 3. The three sections of the rolled specimen (a), (b) and (c) with respect to the rolling direction.

を示している。図からわかるように加工材、無加工材とも得られた結果はほぼ一本の直線上にのつており、この直線の傾きからパーライトの成長速度 G は加工材、無加工材とも $0.31 \mu\text{m}/\text{min}$ と求められた。

ところで WEISSENBERG と HORNBÖGEN⁸⁾ らは加工硬化したオーステナイトからパーライト等の拡散変態相が

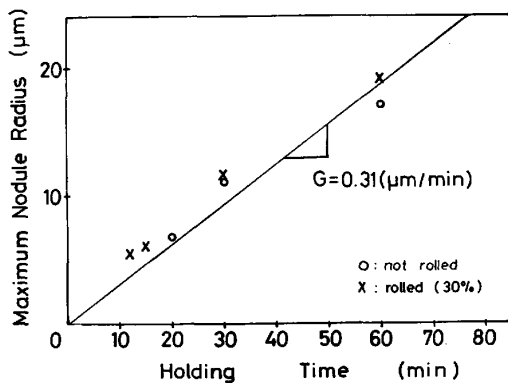


Fig. 4. Observed maximum radii of pearlite nodule as a function of holding time at 715°C. O : non-deformed specimens, X : deformed specimens.

生成する場合には、オーステナイト相中に導入された転位が新相の成長により消滅するので、母相と生成相の転位のエネルギー差からくる driving force により、無加工の場合より成長速度が速くなると提唱している。しかし加工硬化したオーステナイト中の転位密度を 10^{10} cm^{-2} としても、その消滅によるエネルギーの低下はたかだか 1 cal/mol であり、この値をパーライト変態の chemical driving force (過冷度が 50°C 程度のとき通常 60 cal/mol ⁹⁾ 程度) と比較すると非常に小さいことがわかる。また、パーライトの成長速度は変態の driving force (化学的 driving force + 非化学的 driving force) の2次の関数であることが知られている¹⁰⁾。転位密度変化による driving force は非化学的なものの中に入り、これによる成長促進の効果は小さいものと見積られる。

4. 考 察

4.1 加工による変態促進の原因

本実験により、オーステナイトを加工することによってパーライト変態は著しく促進されるが、パーライトノジュールの成長速度にはほとんど影響がないことがわかった。つまり、加工によるパーライト変態の促進は主として単位体積あたりの核生成速度の増加によるといえる。このオーステナイトの加工による単位体積あたりの核生成速度の増加としては次の3つの要因が考えられる。

- (1) 物理的に粒が伸長することによる単位体積あたりの粒界面積の増加
 - (2) 単位粒界面積あたりの核生成速度そのものの増加
 - (3) 変形帯等の粒内での核生成場所の生成
- 本論文ではこの中で特にその寄与が大きい(2)について

考えてみる。

4.2 粒界面上で核生成がおこる場合の変態の kinetics

加工材と無加工材ではパーライト変態の進行の様子には Photo. 1 にみられるように明らかな相違が認められる。無加工材の場合、変態中期においても少数の比較的大きなパーライトノジュールが1個1個互いに独立して生成しているのに対して、加工材の場合、変態のきわめて初期において多数のパーライトノジュールが核生成し、これらがオーステナイト粒界を急速に埋め尽くしてゆき、フィルム状をなしている。その結果、無加工材においては 715°C で 60 min の等温保持後もパーライトが生成していないオーステナイト粒界が残っている (Photo. 1 (g)) が、加工材 (30% 圧延) においては 715°C で 30 min 等温保持することにより、ほとんどすべてのオーステナイト粒界がパーライトによつて埋めつくされている (Photo. 1 (f))。このように、加工材においては粒界表面, edge, corner¹¹⁾ の区別なく全粒界に核生成しているが、粒界表面で核生成するものの数が圧倒的に多いので結局主たる核生成場所は粒界表面といえる。もつとも、微視的に見ると加工材の粒界表面はパーライトの核生成に対して均一ではありえないが、核生成しうる場所の密度が十分高いときには均一とみなしてよい。

オーステナイトの粒界表面が主たる核生成場所である場合の変態の kinetics について CAHN¹¹⁾ は、単位粒界面積当たりの核生成速度 $I_{g,b}$ と、成長速度 G が時間によらず一定である場合の時間 t での変態率 X は、次式で与えられることを示している。

$$X = 1 - \exp\left\{-2S_{g,b}Gt\right. \\ \left.\int_0^1 (1 - e^{-\pi I_{g,b}G^2t^3[(1-x^3)/3 - x^2(1-x)])} dx\right\} \dots\dots (1)$$

ここで $S_{g,b}$ は単位体積当たりの粒界面積、そして $x = \gamma/Gt$ であり、 γ は粒界面からの距離である。 $S_{g,b}$ は平均結晶粒切片 \bar{l} を使つて次式で与えられる¹²⁾。

$$S_{g,b} = \frac{2}{\bar{l}} \dots\dots (2)$$

また、ASTM の公称粒径 D は \bar{l} と次のような関係にある¹³⁾。

$$D = 1.1225 \bar{l} \dots\dots (3)$$

(1)式は無加工材に対して与えられた式であるが、この(1)式に基づいて無加工材と加工材における粒界面上での核生成速度を求めることができる。なお我々は以前、SKD 6 の無加工状態のオーステナイトからのパーライト変態の kinetics について研究し、パーライトの核生成場所は主にオーステナイト粒の edge であること

Table 2. The values of \bar{l} , D , X and G used in the calculation of $I_{g,b}$ in both non-deformed and deformed specimen.

		not	
		rolled	rolled
Transformed at 715°C for	\bar{l}	(min) 60	30
Average linear intercept length	\bar{l}	(μm) 68.0	71.0
Nominal diameter	D	(μm) 76.0	80.0
Fraction transformed	X	0.187	0.284
Growth rate	G	($\mu\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$) 0.31	0.31
Nucleation rate	$I_{g,b}$	($\text{mm}^{-2}\cdot\text{min}^{-1}$) 20.3	543

を示した¹⁴⁾。しかしここでは加工材との比較の目的で無加工材のパーライトの核生成速度を単位粒界面積当たりで換算して計算する。

4.3 粒界面上における核生成速度に及ぼす加工の影響

まず、715°C で 30 min 変態させた加工材の試料 (Photo. 1(f)) と、60 min 変態させた無加工材の試料 (Photo. 1(g)) を使ってオーステナイト結晶粒径を切片法により、また、粒界において生成したパーライトの変態率 (粒内で生成したパーライトの変態率は含まない) を点算法によりそれぞれ測定した。得られた値を Table 2 に示す。これらの値を使って式(1)と(2)からオーステナイトの単位粒界面積当たりの核生成速度 ($I_{g,b}$) を計算した。(ただし、加工材の結晶粒は圧延方向に伸びた形になっているため測定する面によつて結晶粒径は異なってくる。ここでは Fig. 3 に示す a 面上で粒径を測定したので、無加工材の粒径より大きい値になっている。) その結果、Table 2 の最下欄に示すように無加工材及び加工材の $I_{g,b}$ の値はそれぞれ $20.3 \text{ mm}^{-2}\cdot\text{min}^{-1}$ 、 $543 \text{ mm}^{-2}\cdot\text{min}^{-1}$ と求まった。このことは、30% 加工によりオーステナイト粒界における単位面積当たりの核生成速度は 27 倍も速くなっているということを示している。

加工によつて粒界面上での核生成速度が増加する理由としては次の 2 つが考えられる。1 つは母相オーステナイト中の転位密度の増加であり、もう 1 つは粒界に界面エネルギーの高い領域が数多く生成するということである。まず、転位密度の増加による効果であるが、加工硬化したオーステナイトの転位密度を 10^{10} cm^{-2} とすると、その消滅によるエネルギーの低下は 1 cal/mol 程度となり、この値はパーライト変態の化学的駆動力のほんの 1~2% にすぎない。したがつて加工による転位の導入によつて核生成速度が増加する効果は小さいものと思われる。

次に界面エネルギーの高い領域が生成することによる効果であるが、オーステナイトが加工されると隣接する粒内での不均一なすべりにより加工前に比較的平滑であった粒界表面は不規則になり、その結果オーステナイト

粒界上に粒界 edge に相当するような界面エネルギーの高い領域がたくさん生成すると考えられる。そのような領域はパーライトの優先核生成場所として働くであろう。つまり、加工により核生成しやすい場所が増加したことが粒界における核生成速度の増加の主たる原因と考えられる。

4. 総 括

加工硬化したオーステナイトからの拡散変態の kinetics の研究の一環として本研究では kinetics の取り扱いが比較的容易なパーライト変態をとりあげ、共析鋼に近い SKD 6 を使って未再結晶域で 30% 圧延することによつてパーライト変態がどのような影響をうけるのかについて研究をおこなつた。得られた主な結果は次のとおりである。

(1) 加工により、パーライト変態は著しく促進される。

(2) パーライトの成長速度に対する加工の影響は 30% 圧延ではほとんど認められない。

(3) パーライトの核生成場所は無加工材ではほとんどオーステナイト粒界であるが、加工により粒内の焼鈍双晶境界や変形帯、その他(非金属介在物との界面など)にもパーライトが生成するようになる。これらオーステナイト粒内で核生成するパーライトの変態率は 30% 圧延を施した場合全変態率の約 25% であつた。

(4) 粒界面上での単位面積当たりの核生成速度は 30% 圧延により約 27 倍増加する。

記 号

D : ASTM 公称粒径 (μm)

G : パーライトの成長速度 ($\mu\text{m}/\text{min}$)

$I_{g,b}$: 単位粒界面積当たりの核生成速度
(number of nuclei/ $\mu\text{m}^2\cdot\text{min}$)

\bar{l} : 平均結晶粒切片 (μm)

$S_{g,b}$: 単位体積当たりの粒界面積 ($1/\mu\text{m}$)

t : 等温変態時間 (min)

X : パーライト変態率

文 献

- 1) V. F. ZACKAY and M. JUSTUSSON: High-Strength Steels, 14 (1962) [London (Iron Steel Inst.)]
- 2) R. W. VANDERBECK: Welding Journal, 37 (1958), p. 114
- 3) T. GLADMAN and D. DULIEU: Metal Science, 8 (1974), p. 167
- 4) T. TANAKA, T. TABATA, T. HATOMURA, and C. SHIGA: Proceedings of Microalloying 75, [Union Carbide Corp., New York] (1975), p. 107
- 5) D. J. WALKER and R. W. K. HONEYCOMBE: Metal Science, 12 (1978), p. 445
- 6) I. KOZASU, C. OUCHI, T. SAMPEI, and T. OKITA: Proceedings of Microalloying 75, [Union Carbide Corp., New York] (1975), p. 100

-
- 7) *M. S. SULONEN*: *Acta Metall.*, 12 (1964), p.749
 - 8) *H. WEISSENBERG* and *E. HORNBOKEN*: *Arch. Eisenhüttenwes.*, 50 (1979), p. 479
 - 9) *L. KAUFMAN*, *S. V. RADCLIFFE*, and *M. COHEN*: *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, Pennsylvania (1962), p. 313
 - 10) *C. ZENER*: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 167 (1946), p. 550
 - 11) *J. W. CAHN*: *Acta Metall.*, 4 (1956), p. 449
 - 12) *S. A. SALTYKOV*: *Stereometric Metallography*, 2nd ed.(1958), p. 446 [*Metallurgizdat, Moscow*]
 - 13) ASTM Designation E112
 - 14) *M. UMEMOTO*, *N. KOMATSUBARA*, and *I. TAMURA*: *J. Heat Treating*, 1 (1980) 3, p. 57
-