

## 論 文

UDC 669.14-131.4 : 621.77.016.2 : 539.377 : 539.379

0.16% 炭素鋼の熱間加工組織に対するひずみと  
ひずみ速度と温度の影響\*

作井 誠太\*\*・酒井 拓\*\*\*・武石 和夫\*\*\*\*

Effects of Strain, Strain Rate, and Temperature on the Hot Worked  
Structure of a 0.16% Carbon Steel

Seita SAKUI, Taku SAKAI, and Kazuo TAKEISHI

## Synopsis:

The high temperature tensile deformation of a 0.16% carbon steel was studied over a wide range of strain rate from  $18 \text{ sec}^{-1}$  to  $2.6 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$  in the austenite range. From the metallographic investigation of the specimens quenched by hydrogen gas instantaneously after deformation, it was observed that the structure rapidly deformed ( $\dot{\epsilon} = 18 \text{ sec}^{-1}$ ), which was very unstable at deformation temperature and underwent static recrystallization in less than 0.2 seconds, was retained to room temperature by the instantaneous quenching.

The relation between the strain at which the structure changes distinctly ( $\epsilon_c$ ), and the strain at the first maximum flow stress ( $\epsilon_M$ ) is expressed by the following equation;  $\epsilon_c = (0.72 \pm 0.06) \cdot \epsilon_M$ . The average grain size varied with the increasing strain in the range over  $\epsilon_c$  and approached to a value determined by the strain rate (and the temperature) in high strain region. The final grain size ( $D$ ) is dependent solely on the first maximum flow stress ( $\sigma_M$ ) regardless of the deformation conditions (i.e. initial structure, temperature and strain rate), and expressed by  $\sigma_M = \sigma_0 + K \cdot D^{-N}$ , where  $\sigma_0$ ,  $K$  and  $N$  are constants, and  $\sigma_0$  and  $N$  are equal to zero and 0.70, respectively. The deformed structure in high strain region showed a mixture of uniformly distributed isolated fine grains and comparatively coarse grains with serrated boundaries whose period was about the smaller grain size, and this state of mixture was almost the same regardless of the deformation conditions.

The apparent activation energy for high temperature deformation obtained from the temperature and the strain rate dependence of  $\sigma_M$  was approximately equal to that for the self-diffusion of Fe atom in the austenite range of 0.16% C-Fe. It is concluded, therefore, that the deformation of 0.16% C-Fe in the austenite range is controlled by the dynamic recrystallization process in terms of the self-diffusion of the Fe atom. This fact suggests that whether the observed stress-strain curve shows a peak stress type or a stress oscillation type depends on the difference between an initial grain size ( $D_0$ ) and a dynamically recrystallized grain size ( $D$ ), and the peak stress type curve is observed when a grain size decreases with deformation ( $D < D_0$ ), and the stress oscillation type curve appears when a grain size increases with deformation ( $D > D_0$ ).

## 1. 結 言

炭素鋼の熱間加工すなわちそのオーステナイト ( $\gamma$ ) 領域での高温、高ひずみ速度、高ひずみにおける変形挙動に関する研究は、各種鋼材の熱間製造工程に対する最適加工条件、ならびにそれによつて得られる製品の材質の調節や改良に対して、重要な情報を与えると考えられ

る。したがつて炭素鋼の高温変形抵抗におよぼす温度、ひずみ速度とひずみの影響を系統的に調査した研究報告は、これまで A. NADAI と M. MANJOINE の研究<sup>1)</sup>をはじめ国の内外に多数存在している<sup>2)-5)</sup>。一方高温変形中に材料内部で生ずる組織の変化を観察することは、変形材料の材質を調査研究するうえだけでなく、上記の変形抵抗に関する結果と合せてその材料の高温変形を支配

\* 昭和50年9月17日受付 (Received Sept. 17, 1975)

\*\* 東京理科大学 工博 (The Science University of Tokyo)

\*\*\* 電気通信大学 (The University of Electcommunications, 1-5-1, Chofugaoka Chofu Tokyo 182)

\*\*\*\* 電気通信大学大学院 (現在:三菱重工業(株)) (The University of Electcommunications)

している機構を研究するうえで重要な情報を与えると考えられる。しかし炭素鋼の $\gamma$ 領域における変形抵抗と組織との関係を系統的に調査した報告は下記する2つの理由からきわめて少ないようであり、これまでわずかに、C. ROSSARD と P. BLAIN<sup>3)</sup> ならびに中村と植木<sup>5)</sup> の報告があるのみである。

(1)  $\gamma$  領域では高温変形後急速に静的復旧過程が働き、真の高温変形組織を観察することはきわめて困難である<sup>6)14)</sup>。

(2)  $\gamma$  領域で生じた高温変形組織は冷却中に起こる相変態によつて破壊される。

著者らは金属試験片を高温引張変形後瞬間的に水素ガスで急冷できる試験装置を設計試作することによつて(1)の問題をほぼ解決し、それを用いて極軟鋼<sup>7)</sup>と純鉄<sup>8)9)</sup>の主としてフェライト( $\alpha$ )領域における変形抵抗と組織との関係を調査したが、それらの $\gamma$ 領域における変形組織の観察には成功しなかつた。本報告は0.16% C-Feの $\gamma$ 領域における変形挙動を組織学的に調査することを目的として、まず上記の2つの問題点を解決して高温変形組織の観察を可能としたことを述べ、続いて変形組織の形成過程ならびにそのひずみ速度と温度による変化を調査した結果を述べたものである。その結果から変形抵抗と組織との関係を調査検討し、0.16% C-Feの $\gamma$ 領域における変形を支配している機構について考察した。

## 2. 実験方法

試料の0.16%炭素鋼は電解鉄をもとにして高周波誘導炉で溶解し、Siで脱酸して15kgの鋼塊としたもので、これを1200°Cで熱間圧延後冷間圧延し、最終加工度75%を与えて0.25mm厚さの薄板とした。これより平行部長さ25mmで幅3mmの肩付型試験片を圧延方向に切り出し、それを1060°Cで60min焼鈍後実験に供した。熱間圧延した試料の化学組成は次のようであった。C:0.16, Si:0.31, Mn:0.52, P:0.008, S:0.006, O:0.0112各wt%, Cu, Ni, Cr, Vはこん跡程度。

実験に用いた試験機は高速試験( $\dot{\epsilon}=18\text{sec}^{-1}$ )にはドロップハンマー型試験機<sup>7)</sup>、中間速度から極低速度試験( $\dot{\epsilon}=10^0\sim 10^{-7}\text{sec}^{-1}$ )にはねじ駆動型の可変負荷速度試験機<sup>8)</sup>である。両試験機はいずれも試験片を真空中で高温引張変形後、瞬間的に水素ガスにより急冷できる装置を備えている。得られた焼入速度は700°Cの試験で約2500°C/sec<sup>7)</sup>、1000°Cの試験では約1000°C/secの程度であつた。実験装置ならびに実験方法の詳細な内容については前報<sup>7)8)</sup>に述べてある。

200°C附近から目的の試験温度までは約20minで加熱し、そこで10min間保持後引張試験を開始した。温度測定は前報<sup>7)8)</sup>のものと同一方法により直径0.3mmのアルメル-クロメル熱電対を用いて行なつた。試験片平行部における温度分布は $\pm 2^\circ\text{C}$ 以内であり、試験中の温度変化は $\pm 1^\circ\text{C}$ 以内であつた。高温変形後瞬間的に急冷して得た各試験片については、それらの表面を研磨後少量の表面活性剤(市販洗剤)を加えたピクリン酸飽和水溶液<sup>10)</sup>で10minから30min間腐蝕することによりマルテンサイト組織から変態前の旧オーステナイト粒界を現わすことができた。現出した旧オーステナイト粒の形状の観察と粒径の測定を光学顕微鏡によつて行なつた。

## 3. 実験結果

### 3.1 真応力-真ひずみ曲線

Fig. 1は $\alpha(700^\circ\text{C})$ ,  $\alpha+\gamma(795^\circ\text{C})$ と $\gamma(890^\circ\text{C}, 990^\circ\text{C})$ 領域における代表的真応力-真ひずみ( $\sigma-\epsilon$ )曲線\*を示しているが、図より $\alpha(\alpha+\gamma)$ と $\gamma$ 領域における $\sigma-\epsilon$ 曲線の形状には明瞭な違いが認められる。 $\alpha$ 領域の $\sigma-\epsilon$ 曲線ははじめに著しい立上りを示してからひずみの増加とともに加工硬化度を急速に減少させながらある一定の応力値に近づき、高ひずみ領域で定常状態変形を示すか若干の応力減少を示した<sup>7)9)</sup>。一方 $\gamma$ 領域の $\sigma-\epsilon$ 曲線は0.15以下の低ひずみ領域では $\alpha$ 領域のものより大きい加工硬化を示しながら比較的lowひずみで極大応力を示し、つづいて軟化しながら極小値を示し、ひずみの増加とともにこのような応力の振動を2~3回繰返して破断に至っている。炭素鋼の $\gamma$ 領域で得られるこの

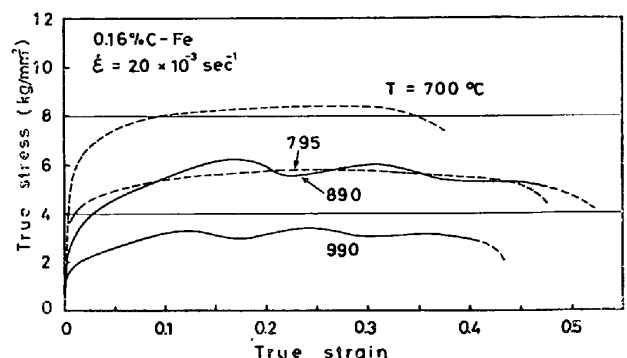


Fig. 1. Typical true stress-true strain curves of 0.16% C-Fe at temperatures between 700°C and 990°C and a strain rate of  $2 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ .

\* 真応力-真ひずみ曲線の計算は、引張変形中に生ずる試験片の断面積減少はゲージ長さにわたつて均一であると仮定して行なつた。実際には真ひずみ0.35でゲージ長さにあたり $\pm 0.025$ のひずみ変化を示した。これより各試験片は0.35付近まではほぼ均一変形をしているとみなしたが、それ以後は拡散くびれ変形を示した。

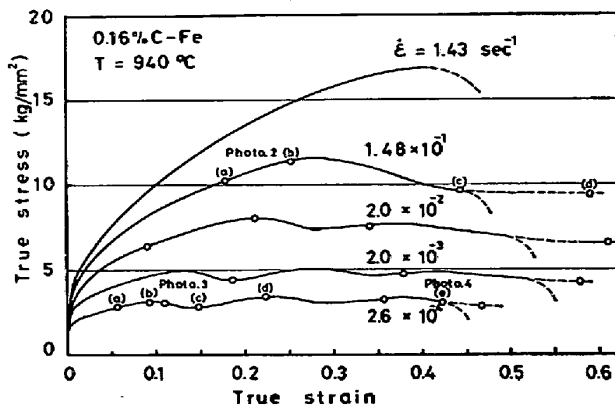


Fig. 2. The change in true stress-true strain curves of 0.16% C-Fe with strain rate at 940°C. Metallographic observation was done on specimens which had been deformed up to the strains indicated by circles.

ような特異な  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線はねじり<sup>3)5)</sup> や圧縮試験<sup>6)</sup> でも得られていることから、この応力の振動現象は炭素鋼の組成、試験方法、作用する応力系などの違いに依存しない F.C.C. 炭素鋼の本質的な性質に基づいて起こった現象であると考えられよう。このように  $\alpha$  と  $\gamma$  領域における  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の形状が著しく異なることから、両領域で働いている高温変形機構は異なっていることが示唆される。

Fig. 2 は 940°C でひずみ速度を  $1.43 \text{ sec}^{-1}$  から  $2.6 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$  まで変化させたときの  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線を示しており、曲線上の白丸は後述する変形組織の観察を行なった場所を示している。Fig. 1, 2 より  $\gamma$  領域における  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の形状ならびに変形応力は著しい温度とひずみ速度依存性を示していることがわかるが、その結果については次報<sup>11)</sup> で詳しく述べ議論する。その結果の中で初期極大応力 ( $\sigma_M$ ) の温度とひずみ速度依存性に関する結果から、ARRHENIUS の方程式 [ $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ , ここで  $\dot{\epsilon}_0$ ,  $Q$ ,  $R$  は定数] を用いて変形のための見かけの活性化エネルギー  $Q$  を計算した。得られた  $Q$  値は変形応力  $3 \text{ kg/mm}^2 \sim 11 \text{ kg/mm}^2$  の範囲ではほぼ一定値  $68.5 \text{ kcal/mol}$  を示した<sup>11)</sup>。この値は 0.16% C-Fe の  $\gamma$  相中の Fe 原子の自己拡散の活性化エネルギー  $61.5 \text{ kcal/mol}$  (内挿値)<sup>12)</sup> とほぼ等しい値である。これより 0.16% C-Fe の  $\gamma$  領域における変形は、Fe 原子の自己拡散に基づく機構によつて支配されていると結論される<sup>11)</sup>。この変形機構が初期極大応力または高ひずみ領域の変形抵抗の温度とひずみ速度依存性を決定し、また  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線における応力の振動現象の温度とひずみ速度による変化を決定していると考えられる<sup>11)</sup>。

Tensile direction  
←————→

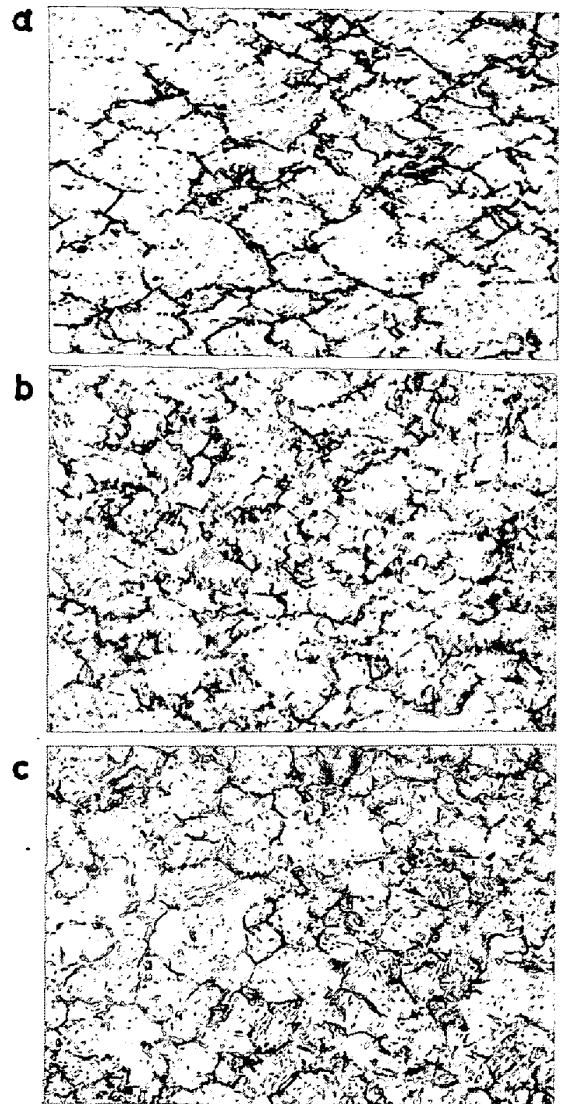


Photo. 1. Microstructures of 0.16% C-Fe deformed to strain of 0.43 at 940°C and  $18 \text{ sec}^{-1}$ , followed by quenching (a) instantaneously (after 0 sec), (b) after 0.2 sec and (c) after 1.5 sec. Magnification is 150 times.

### 3.2 高温変形組織である証拠

Photo. 1 はいずれも 940°C,  $18 \text{ sec}^{-1}$  で約 0.43 のひずみまで高速変形後、(a) は水素ガスで瞬間的に急冷させたもの、(b) は 0.2 sec 後、(c) は 1.5 sec 後に急冷させた試験片の各内部組織を示している。変形前の組織 (Photo. 3 (a) に酷似) は直線上のなめらかな粒界を有する等軸な結晶粒からなり、その平均結晶粒径は  $31.5 \mu$  であつた。Photo. 1 (a) はこの結晶粒がひずみ 0.43 までの高速引張変形によつて引張方向に延伸し、粒界が

凹凸化し局部的には粒界近傍に微細粒が発生していることを示している。引張方向の平均粒径は約  $49.5\mu$  でありそれと直角方向のものは  $26.5\mu$  であつたが、これは初期の等軸な結晶粒径をひずみ 0.43 だけ引張変形させたときに予想される粒径の寸法変化とほぼ一致している。著者らは Photo. 1 (a) より、0.16%C-Fe の  $\gamma$  領域における変形組織は本実験で用いた方法によつてほぼ完全に凍結することができたと判断している。

一方、Photo. 1 (b) は変形後 0.2sec の急冷の遅れによつて上記の変形組織が破壊されており、静的再結晶が変形後急速に生じたことを示している。初期の結晶粒界上に発生した微細な再結晶粒は 1.5sec 後には変形組織と置換わるまでに成長し、等軸な再結晶粒組織（平均粒径は  $28.0\mu$ ）を示している。（Photo. 1 (C)）以上のように炭素鋼の  $\gamma$  領域における高温変形組織は R.A.P. DJAIC ら<sup>6)</sup> が予想したようにきわめて不安定なものであり、この点で C. ROSSARD ら<sup>3)</sup> ならびに中村ら<sup>5)</sup> の用いた冷却方法ならびに条件は今回の著者らのものに比べて十分なものではなかつたと判断される。ただし同じ、 $940^{\circ}\text{C}$  でより低ひずみ速度の  $2 \times 10^{-2}\text{sec}^{-1}$  で約 0.60 まで引張変形させた試験片について同様の静的な組織変化の観察を行なつた結果、変形後 5sec で組織変化が局

部的に始まり、30sec で変形組織は完全に再結晶組織に置換わつていた。このように高温変形材の静的な再結晶過程は著しいひずみ速度（したがつて変形応力）依存性を示すことがわかるが、この問題については次回に報告する予定である。

### 3.3 変形組織の形成過程

Photo. 2 は  $940^{\circ}\text{C}$ 、 $1.48 \times 10^{-1}\text{sec}^{-1}$  で Fig. 2 の  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線上に示した白丸の位置まで引張変形後、Photo. 1 (a) と同じ条件で急冷させた試験片のオーステナイト粒組織を示している。極大応力に達するまでの初期加工硬化域における組織（Photo. 2 (a)）は、変形前の組織（Photo. 3 (a)）に酷似）と比べてそれほどの変化を示していないようであるが、局部的には粒界近傍に微細粒が若干認められる。さらに、初期極大応力を示すひずみ (0.275) の直前まで変形させると（Photo. 2 (b)）、ほぼ全域で一様に細粒化が起こりその平均粒径は  $26.1\mu$  となつた。Photo. 2 (c), (d) で見られるようにそれ以後の高ひずみ領域ではさらに細粒化が進み、粒形はより一様化し等方的となつた。平均粒径は 0.442 ひずみで、 $17.7\mu$ 、0.591 で  $18.5\mu$  であることから、高ひずみ領域ではほぼ一定の変形組織に近づいていると判断される。

Photo. 3 は  $940^{\circ}\text{C}$  でより低ひずみ速度の  $2.6 \times 10^{-4}$

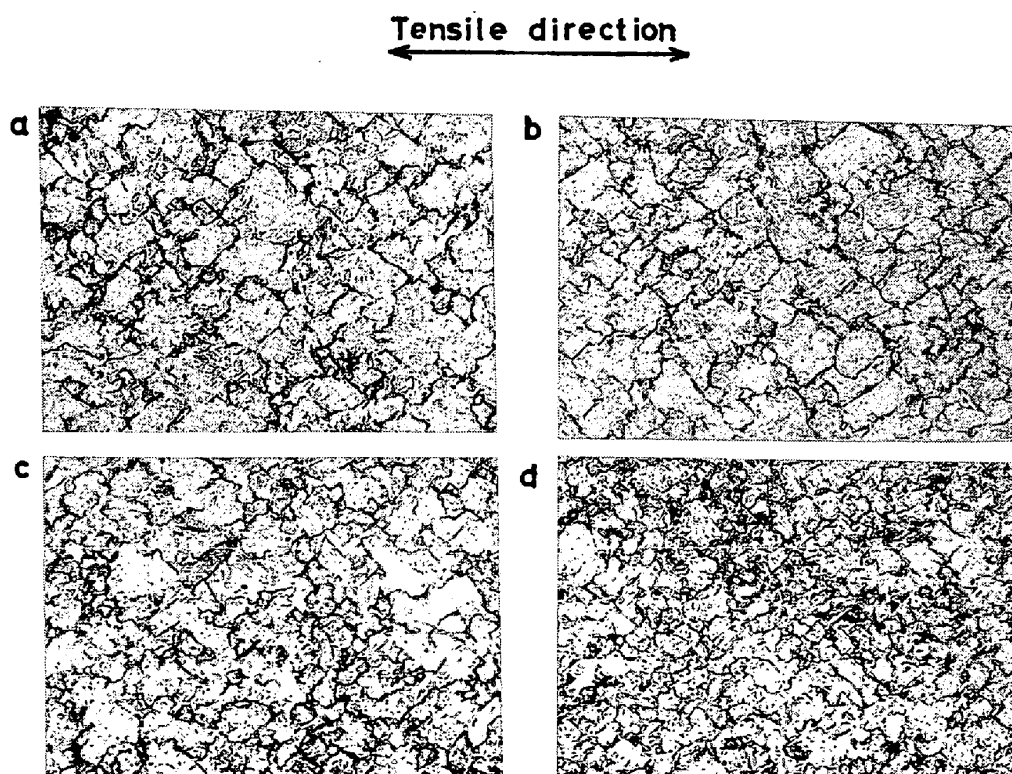


Photo. 2. Microstructures of 0.16%C-Fe deformed to various strain at  $940^{\circ}\text{C}$  and  $1.48 \times 10^{-1}\text{sec}^{-1}$ , followed by quenching. (a)  $\epsilon=0.178$ , (b)  $\epsilon=0.251$ , (c)  $\epsilon=0.442$ , and (d)  $\epsilon=0.591$ . Magnification is 150 times.

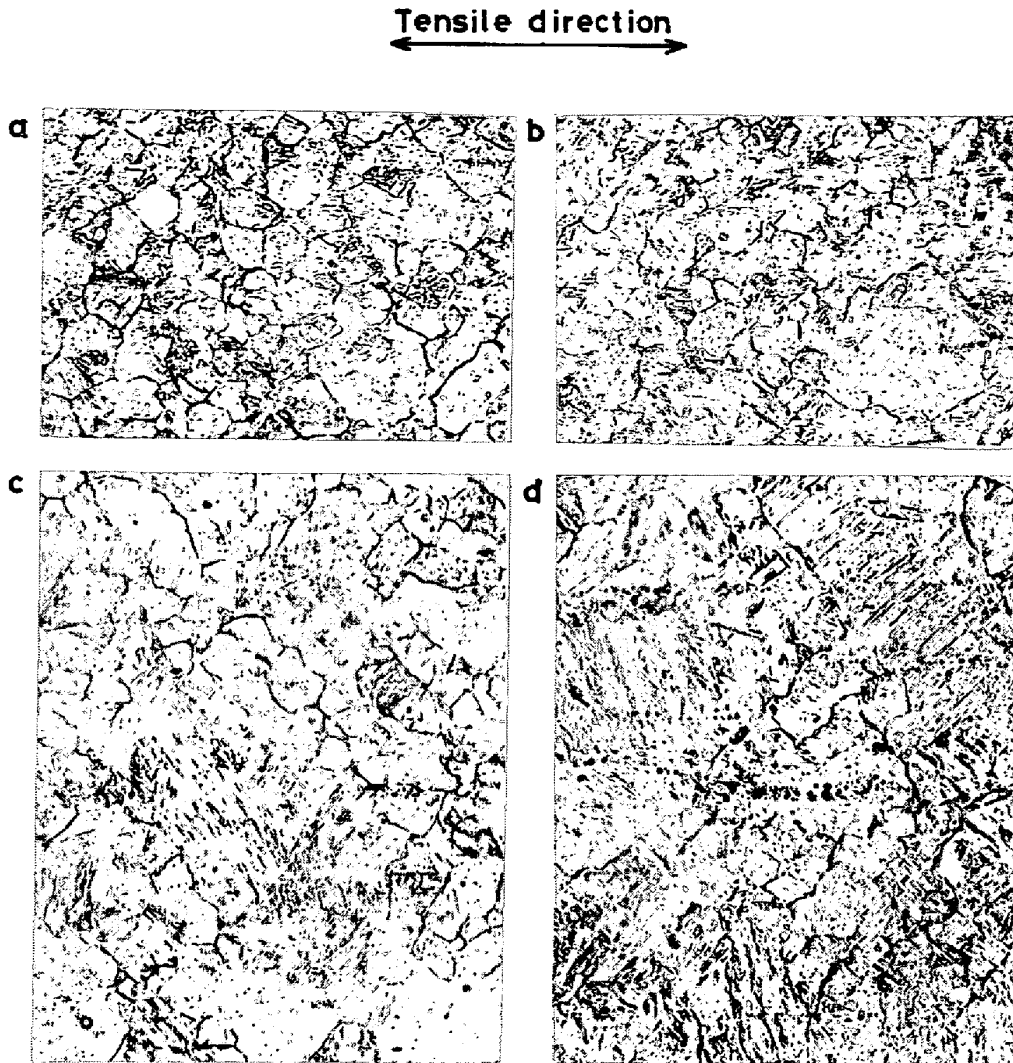


Photo. 3. Microstructures of 0.16% C-Fe deformed to various strain at 940°C and  $2.6 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ , followed by quenching. (a)  $\epsilon = 0.057$ , (b)  $\epsilon = 0.093$ , (c)  $\epsilon = 0.148$ , and (d)  $\epsilon = 0.223$ . Magnification is 150 times.

$\text{sec}^{-1}$  で引張変形後瞬間的に急冷させた試験片のひずみにともなうオーステナイト粒組織の変化を示している。初期加工硬化域における組織 (Photo. 3 (a)) は変形前のそれと酷似しており、平均粒径も  $31.5 \mu$  と変形前のものと等しかった。極大応力を示すひずみ ( $\epsilon_M = 0.105$ ) の直前まで変形させると (Photo. 3 (b)), 大部分の結晶粒は Photo. 3 (a) と同じであるが、ところどころに初期粒径より数倍大きい粗大粒が形成されていた。 $\epsilon_M$  より若干変形させた試験片 ( $\epsilon = 0.109$ ) の組織は Photo. 3 (b) と同じく大部分の結晶粒は初期結晶粒と類似していたが、一方 Photo. 3 (b) で認められた粗大粒の数とその大きさは増加していた。Photo. 3 (c) は最初の極小応力を示すひずみ ( $\epsilon = 0.135$ ) 附近まで変形させたときの組織である。粗大粒はさらにその数と大きさを増加させ、ほぼ全域で粗大化が進んでいる。しかし局部的

には初期結晶粒と見られる細粒も集団的または孤立化して存在しているのが認められる。すなわち Photo. 3 (c) は変形によつて生じた粗大結晶粒と変形をうけた初期結晶粒との不均一混合組織を示しており、その平均粒径も測定場所によつて異なりほぼ  $56 \mu$  の部分と  $80 \mu$  の部分 (測定視野範囲は  $1800 \mu$ ) とが混在していた。第2の極大応力を示すひずみ附近まで変形させると (Photo. 3 (d)), 初期結晶粒と見られる細粒は集団的にはまったくなく、局部的に若干の孤立したものが認められたがオーステナイト粒組織は全体的にはほぼ等方的で様な粗大結晶粒を示した。さらに高ひずみまで、変形させても (Photo. 4 (e)), その変形組織の特徴は Photo. 3 (d) とほとんど変わらず平均粒径も  $99 \pm 3 \mu$  とひずみによつて変化しないことから (Fig. 4 参照), 高ひずみ領域ではほぼ一定した組織に近づいていると判断される。

以上の変形組織の観察より測定した平均結晶粒径のひずみとひずみ速度による変化を Fig. 3 に示した。結晶粒径の変化はひずみ速度によらずいずれも極大応力に達するまでの加工硬化域で開始しているが、この組織変化

を開始するひずみ( $\epsilon_c$ )と初期極大応力を示すひずみ( $\epsilon_M$ )との差はひずみ速度の増加とともに増加しており, Fig. 2 と Fig. 3 より  $\epsilon_c$  と  $\epsilon_M$  との間に次式が成立することがわかった。

Tensile direction  
←————→

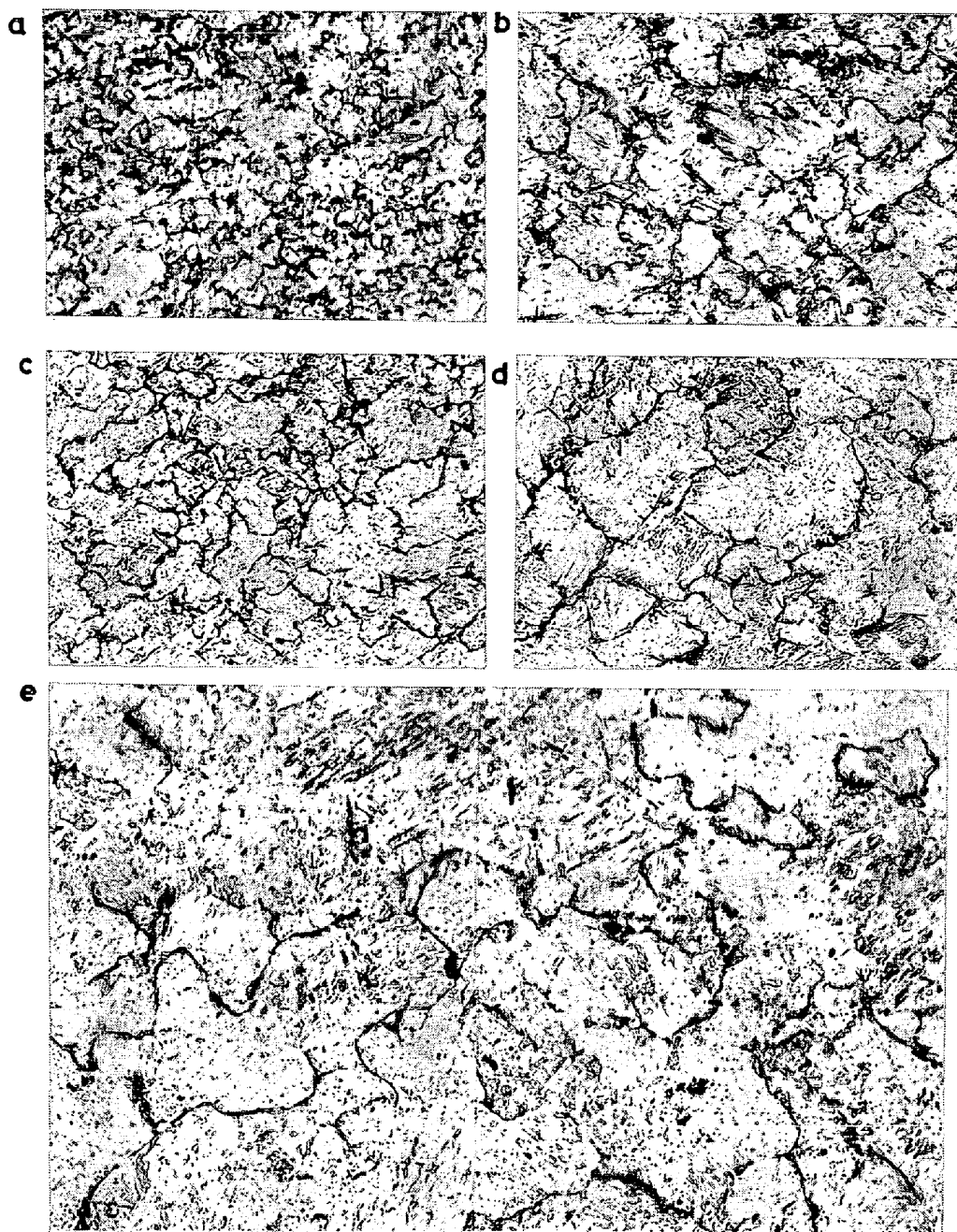


Photo. 4. The changes of deformation, microstructures of 0.16% C-Fe in high strain with strain rate at 940°C. (a)  $\dot{\epsilon}=18 \text{ sec}^{-1}$ ,  $\epsilon=0.45^*(\times 300)$ , (b)  $\dot{\epsilon}=1.48 \times 10^{-1} \text{ sec}^{-1}$ ,  $\epsilon=0.591(\times 300)$ , (c)  $\dot{\epsilon}=2.0 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$ ,  $\epsilon=0.61(\times 150)$ , (d)  $\dot{\epsilon}=2.0 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ ,  $\epsilon=0.579(\times 150)$ , and (e)  $\dot{\epsilon}=2.6 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ ,  $\epsilon=0.422(\times 150)$ .

\* This is the structure in the region in which, due to deformation instability, shear displacement occurred locally and so the true strain in the region should be several times larger than  $0.45^{13)}$ .

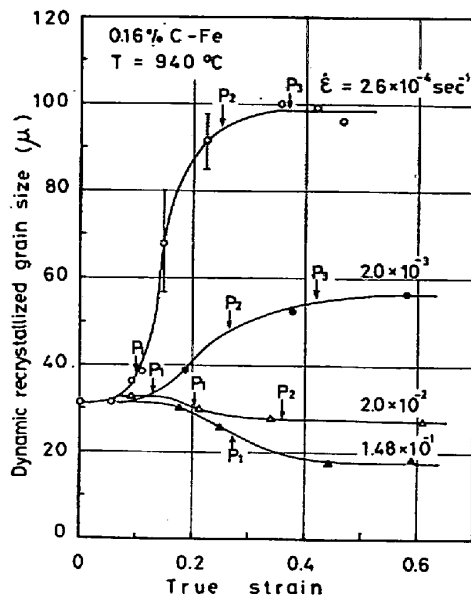


Fig. 3. Effect of strain and strain rate on dynamically recrystallized grain size in 0.16 %C-Fe at 940°C.  $P_i$  shows the strain at  $i$ -th maximum flow stress.

$$\epsilon_c = (0.72 \pm 0.06) \cdot \epsilon_M$$

変化を開始してからの結晶粒径はひずみの増加とともに単調な増加または減少を示しながら、高ひずみ領域になるとそれぞれのひずみ速度によって決まるある一定の結晶粒径を示している。Photo. 4 は高ひずみ領域における代表的な変形組織のひずみ速度による変化を示している\*。Fig. 3 と Photo. 4 より高ひずみ領域における変形組織は著しいひずみ速度依存性を示し、その平均粒径は変形前のものに比べ  $2 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$  以上の高ひずみ速度では細粒化し、 $2 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$  以下の低ひずみ速度では粗粒化していることがわかる。これらの変形組織は比較的小さい孤立した結晶粒とそれとほぼ同じ大きさの周期で凹凸化した粒界を有する粗大結晶粒とが一樣に混在した状態を示していると見ることができ、この様相は Photo. 4 より  $18 \text{sec}^{-1}$  から  $2.6 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$  までの変形組織に共通して現われていると考えられる。すなわち 0.16% C-Fe の  $\gamma$  領域における高ひずみ領域での変形組織は、それを構成している結晶粒の平均径は著しいひずみ速度依存性を示すのに対し、その結晶粒の形状分布などの様相はひずみ速度によらずほとんど同じであったと結論される。

\* Photo. 4 (a) は 940°C,  $18 \text{sec}^{-1}$  で破断まで変形させた試験片の破断部近傍の組織である。そこでは局部的にせん断変形が起こっており平均ひずみ (0.45) の数倍のひずみをうけていると考えられる<sup>13)</sup>。

## 4. 考 察

### 4-1 動的復旧過程

金属の高温変形中に働く軟化過程に関する1つの情報は、変形中に生ずる組織変化の観察によつて与えられる<sup>14)17)</sup>。前章における組織の観察結果は次のように要約される。

(1) 明瞭な組織変化は極大応力に達するまでの初期加工硬化域で開始した。そのときのひずみ ( $\epsilon_c$ ) と初期極大応力を示すひずみ ( $\epsilon_M$ ) との間に  $\epsilon_c = (0.72 \pm 0.06) \cdot \epsilon_M$  と表わせる関係が成立した。

(2) 組織変化を開始してからの結晶粒径はひずみの増加とともに単調な増加または減少を示しながら、高ひずみ領域になるとひずみ速度によつて決まるある一定の結晶粒径を示した。

(3) 高ひずみ領域における変形組織は、ひずみ速度によらずいずれも比較的小さい孤立した結晶粒とそれとほぼ同じ大きさの周期で凹凸化した粒界を有する粗大結晶粒とが一樣に混在した状態を示した。これは高温変形された Cu<sup>14)15)</sup> や Ni<sup>15)16)</sup> で観察される等方的で規則正しくほぼ等軸の結晶粒からなる変形組織とは異なっている。

(4) 高ひずみ領域の平均結晶粒径 ( $D$ ) は著しいひずみ速度依存性を示したが、これより  $D$  は温度によつても変化することが予想される。これは、初期極大応力 ( $\sigma_M$ ) と  $D$  との関係を示した Fig. 4 によつて確認できる。図中の黒丸は  $T=890^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=2 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$ ,  $\epsilon=0.62$  のときの測定結果を示すが、その変形前の結晶粒径  $25.9 \mu$  は 940°C 試験における値の  $31.5 \mu$  と異なっている。Fig. 4 より  $D$  は初期結晶粒径と温度やひずみ速度の違いによらず  $\sigma_M$  のみの関数として表わすことができ、両者の関係は近似的に次式で表わせた。

$$\sigma_M = \sigma_0 + K \cdot D^{-N}$$

ここで  $\sigma_0$ ,  $K$ ,  $N$  は定数であり、図中の直線より  $\sigma_0 = 0$ ,  $N = 0.70$  と決められる。Fig. 4 には参考のため  $\sigma_M$  と高温変形後の静的再結晶粒径との関係を  $\Delta$  印で示した。

一方変形組織の観察結果は次の点で機械的性質の測定結果と関連している。

(5)  $\sigma_M$  を示すひずみ ( $\epsilon_M$ ) は温度やひずみ速度によらず  $\sigma_M$  のみの関数で整理できた<sup>11)</sup>。(Fig. 5 (a) 参照)  $\epsilon_M$  は組織変化の開始ひずみ ( $\epsilon_c$ ) と関係することから、 $\sigma$ - $\epsilon$  曲線における初期極大応力の出現はこの組織変化と密接に関係している。

(6)  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線は高応力側では応力の極大後減少して

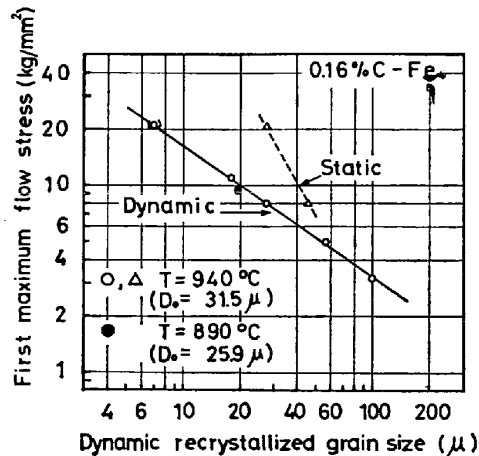


Fig. 4. The relation between first maximum flow stress ( $\sigma_M$ ) and dynamically recrystallized grain size.  $D_0$  indicates the initial grain size. Broken line shows the relation between  $\sigma_M$  and static recrystallized grain size.

ある一定値を示し、低応力側では応力振動を示しながらある一定値を示すことが予想される<sup>3)5)11)14)</sup>。高ひずみ領域における一定の変形応力はそこの平均結晶粒径が一定値を示すことと対応している。

(7)  $\sigma_M$  の温度とひずみ速度依存性から求めた変形のための見かけの活性化エネルギーは、0.16% C-Fe の  $\gamma$  相中の Fe 原子の自己拡散の活性化エネルギーに近い値である。

以上の諸結果より、0.16% C-Fe の  $\gamma$  領域における高温変形は Fe 原子の自己拡散に基づく動的再結晶過程によって律速されていると結論される。これはこれまで炭素鋼の  $\gamma$  領域における変形は、C. ROSSARD らの論文<sup>3)</sup>を除けば、 $\sigma$ - $\epsilon$  曲線における極大応力の出現または応力振動の現象だけから動的再結晶が律速していると予想していたこと<sup>4)6)10)14)</sup> を系統的に実証し確認したものである。

熱間加工は一般に再結晶温度以上で行なうことから、これまで暗黙の中にそこで働いている唯一の軟化過程は再結晶であると仮定されていた<sup>14)19)</sup>。この仮定は熱間加工材が必ず再結晶していることによつて支持されてきたが、この場合の再結晶は熱間加工後に生じた静的再結晶であり、ここで問題としている加工中に生ずる動的再結晶とはまったく異なる現象である。

#### 4.2 応力-ひずみ曲線と動的再結晶

0.16% C-Fe の  $\gamma$  領域における  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線は高応力側では鋭い極大応力を示し、低応力側では応力振動後、高ひずみではともに定常状態変形を示すことが予想されるが<sup>11)</sup>、このような  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の形状変化の特徴は動的再結晶が高温変形を律速していると考えられる Cu<sup>15)</sup> や

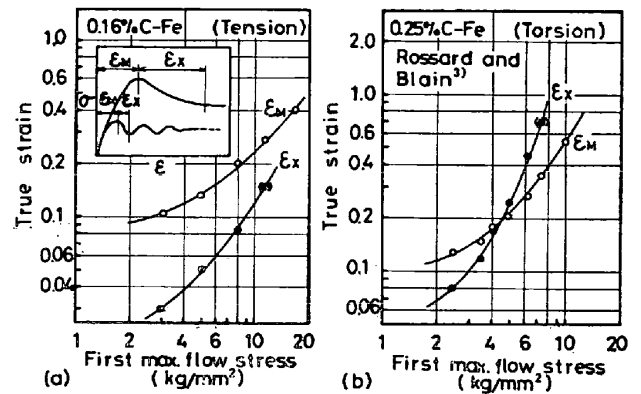


Fig. 5. Dependence of strain  $\epsilon_M$  and  $\epsilon_X$ , measured as indicated in the insert, on first maximum flow stress for (a) 0.16% C-Fe (tension data in this experiment) and (b) 0.25% C-Fe (torsion data<sup>3)</sup>) in their austenite ranges.

Ni<sup>15)16)</sup> のそれとほぼ同じである。M. J. LUTON と C. M. SELLARS<sup>16)</sup> はこの  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の形状変化は Fig. 5 (a) に挿入した  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の模式図で示した2つのひずみ  $\epsilon_M$  と  $\epsilon_X$  との大小関係によつて決まるとして定性的考察を行なつた。初期極大応力を示すひずみ  $\epsilon_M$  は動的再結晶が開始するひずみとほぼ等しく、 $\epsilon_X$  は一定応力状態の変形が開始するひずみまたは第1極小応力を示すひずみと  $\epsilon_M$  との差であり、動的再結晶が開始してからほぼ完了するまでのひずみに等しい。 $\epsilon_M < \epsilon_X$  である高応力側では、 $\epsilon_M$  で開始した再結晶が完了する前に次の周期の再結晶が開始し、加工硬化と再結晶とが並列して継続して生ずる結果一定応力状態の変形を示すのに対し、 $\epsilon_M > \epsilon_X$  である低応力側では、 $\epsilon_M$  で開始した再結晶は次の周期の再結晶が開始する前に完了しており、加工硬化と再結晶とが直列的に継続して生ずる結果応力振動を示す。したがつて高応力型  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線から低応力型  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線への遷移条件は、 $\epsilon_M = \epsilon_X$  となるときの臨界応力  $\sigma_c$  であると彼らは結論した。

しかし M. J. LUTON らのひずみ  $\epsilon_X$  に対する考察は今回の実験結果には適用できない。すなわち  $\dot{\epsilon} = 2.6 \times 10^{-4} \text{ scc}^{-1}$  で第1極小応力を示すひずみまで変形したときの組織 (Photo. 3(c)) は、変形によつて生じた粗大結晶粒と初期結晶粒との不均一混合状態を示し、それが均一な変形組織を示すようになるのは第3極大応力を示した後である。(Fig. 3) したがつて  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線における応力振動は極大応力と同様に定常状態変形に至るまでの遷移段階の現象であると考えられる。これは  $\epsilon_M + \epsilon_X$  のひずみから定常状態変形が始まるとした M. J. LUTON らの考えとは一致しない。



Fig. 5 (a) は *M. J. LUTON* らの説明に基づき Fig. 2 の各  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線から測定した 2 つのひずみ  $\epsilon_M$ ,  $\epsilon_X$  と  $\sigma_M$  との関係を示している. 図示した応力範囲では  $\epsilon_M > \epsilon_X$  の関係にあるから, *M. J. LUTON* らの考えによれば極大応力だけを示す高応力型  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線は現われなはずである. これは Fig. 3 の  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線は  $\sigma_M \approx 5.8 \text{ kg/mm}^2$ <sup>11)</sup> 以上の領域で応力振動を消滅させ極大応力だけを示すという実験結果によつて否定される. しかし Fig. 5 (b) に示した *C. ROSSARD* ら<sup>3)</sup> による 0.25% C-Fe のねじり試験結果では  $\epsilon_M$  と  $\epsilon_X$  は約  $4.5 \text{ kg/mm}^2$  で交叉しており, この応力は  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の形状変化の臨界応力<sup>9)</sup> とも大体一致している. Fig. 5 (a) と (b) の結果の違いは前者の引張試験における均一応力下の变形と, 後者のねじり試験における試験片断面内のひずみとひずみ速度の変化に基づく不均一応力下の变形との違いが原因として現われたものと考えられるが, これに関する議論は次報で述べる<sup>11)</sup>. 最近 *H. P. STÜWE* ら<sup>19)</sup> と *R. SANDSTRÖM* ら<sup>20)</sup> は *M. J. LUTON* らの実験結果を用いて動的再結晶過程に関する理論を提案しているが, 前者は応力振動を遷移段階の現象とは考えておらず, また後者は *M. J. LUTON* らと同じく  $\epsilon_M$  と  $\epsilon_X$  との大小関係によつて  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の形状が決まるとしており, いずれも今回の実験結果とは一致しない.

著者らは Fig. 2 と Fig. 3 または Fig. 4 とを比較することから初期結晶粒径  $D_0$  と高ひずみ領域における動的再結晶粒径  $D$  との差に注目し,  $D > D_0$  のときすなわち变形とともに粗粒化していくときは応力振動が明瞭に現われ,  $D < D_0$  のように細粒化していくときは応力振動が消滅するとの仮説を考えた. 一定高温下における变形応力はひずみと時間 ( $t$ ) (またはひずみ速度) の関数で与えられるので<sup>11)</sup>, 変形中の応力変化は, 次式で表わせる.

$$d\sigma = \left( \frac{d\sigma}{d\epsilon} \right) \cdot d\epsilon + \left( \frac{d\sigma}{dt} \right) \cdot dt$$

上式右辺の第 1 項は加工硬化, 第 2 項は復旧過程に基づく応力変化を示す. 上式は Fig. 2 における極大応力では  $d\sigma = 0$  であり, その後の軟化領域では  $d\sigma < 0$  すなわち加工硬化よりも復旧過程に基づく応力変化が大きいことを示している. すなわち初期極大応力は臨界ひずみ  $\epsilon_c$  で開始した動的再結晶に基づく復旧過程が  $\epsilon_M$  以後急速に働き, それによつて生ずる応力減少が加工硬化による応力増加よりも大きくなって現われたと考えられる.

動的再結晶粒の核の形成速度は静的再結晶粒のそれと同じく<sup>18)</sup>, 材料内部に蓄積されたひずみエネルギーの増加とともに増加すると考えられる. 高応力側の变形下で

は加工硬化が大きく  $\epsilon_c$  (または  $\epsilon_M$ ) も大きいので, 動的再結晶の駆動力となる蓄積エネルギーは大きい. したがつて動的再結晶の核形成速度は大きくなり, 変形材料の至るところで急速に核の形成と成長が起こり細粒化していく. 一方低応力側の变形下では加工硬化も  $\epsilon_c$  も小さくしたがつて蓄積エネルギーが小さいため, よりひずんだ局部的領域 (粒界など) で優先的に動的再結晶粒の核が形成するが<sup>15)16)18)</sup>, その場所は少なくまたその形成速度も小さからう. 少数の動的再結晶粒は变形とともにひずみをうけながらある一定の大きさまで成長するが, このような動的復旧領域は, 材料全域をおおうまでには至らず加工をうけた初期結晶粒との混合状態を示す (Photo. 3 (c)). さらに変形を続けると動的復旧領域は結晶粒が粗大化しているから優先的に変形され加工硬化していき, ある臨界のひずみエネルギーに達すると再び動的再結晶に基づく応力減少が起こり第 2 の極大応力が現われる. このような過程を数回繰返しながらか一定の変形組織へ近づいていくと考えられる.

遷移段階における動的再結晶粒の形成過程は上記のように応力領域によつて異なるが, 高ひずみになると変形条件 ( $T$ ,  $\dot{\epsilon}$ ) によつて決まるある一定の大きさの結晶粒を示すようになる. その結晶粒の形状は比較的小さい孤立した結晶粒とそれとほぼ同じ大きさの周期で凹凸化した粒界を有する粗大結晶粒とが一樣に混在した状態を示す (Photo. 4) が, これは变形とともに動的再結晶と加工硬化とが並列して継続して生じていることを示すものと考えられる. 以上のように  $D_0$  と  $D$  との大小関係が  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の形状を決定するという今回の仮説の妥当性は機械的性質と変形組織の結晶粒径依存性を調べるなどさらに追加実験を行ない, またより綿密な考察により検討する必要がある.

## 5. 結 論

0.16% C-Fe の  $\gamma$  領域における変形挙動を組織学的に調べて次に示す結論を得た.

(1) 高速変形 ( $18 \text{ sec}^{-1}$ ) 後瞬間的に急冷した試験片ではほぼ完全に高温変形組織を室温まで凍結できたが, この組織は変形温度下できわめて不安定であり, 変形終了後 0.2 sec で静的再結晶による組織変化を示した.

(2) 明瞭な組織の変化は極大応力に達するまでの初期加工硬化域で開始し, このときのひずみ ( $\epsilon_c$ ) と初期極大応力を示すひずみ ( $\epsilon_M$ ) との間に  $\epsilon_c = (0.72 \pm 0.06) \cdot \epsilon_M$  と表わせる関係が成立した. 組織変化を開始してからの結晶粒径は, ひずみの増加とともに単調な増加または減少を示しながら, 高ひずみ領域になるとひずみ速度

によつて決まるある一定の結晶粒径を示した。

(3) 高ひずみ領域における変形組織は、ひずみ速度によらずいずれも比較的小さい孤立した結晶粒とそれとほぼ同じ大きさの周期で凹凸化した粒界を有する粗大結晶粒とが一様に混在した状態を示した。

(4) 高ひずみ領域における平均結晶粒径 ( $D$ ) は、変形前の組織の違いによらずまた温度やひずみ速度によらず初期極大応力 ( $\sigma_M$ ) のみの関数として次式で表わすことができた。

$$\sigma_M = \sigma_0 + K \cdot D^{-N}$$

ここで  $\sigma_0$ ,  $K$ ,  $N$  は定数であり,  $\sigma_0 = 0$ ,  $N = 0.70$  であつた。

(5)  $\sigma_M$  の温度とひずみ速度依存性から求めた変形のための見かけの活性化エネルギー (68.5 kcal/mol) は 0.16%C-Fe の  $\gamma$  相中の Fe の自己拡散の活性化エネルギー (61.5 kcal/mol) に近い値である。

以上の (2) から (5) までの結果より 0.16%C-Fe の  $\gamma$  領域における変形は、Fe 原子の自己拡散に基づく動的再結晶によつて律速されていると結論される。

(6) 極大応力だけを示す高応力型  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線と応力振動を示す低応力型  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の形状変化は、初期結晶粒径 ( $D_0$ ) と動的再結晶粒径 ( $D$ ) との大小関係によつて決まる。  $D < D_0$  と細粒化するときは極大応力だけを示し、  $D > D_0$  と粗粒化するときは応力振動を示すと予想される。

最後に本研究について有益なご討論をいただいた井形直弘東京大学教授に深く感謝致します。本実験で用いた 0.16% 炭素鋼は日本鋼管(株)で製作され化学分析されたものであり厚くお礼申し上げます。

#### 文 献

- 1) A. NADAI and M. MANJOINE: J. Appl. Mech., 63 (1941), p. 77
- 2) 日本鉄鋼協会編: 圧延理論とその応用, (1969), p. 94 [誠文堂新光社]
- 3) C. ROSSARD and P. BLAIN: Publ. IRSID (174 a) Part I (1957), Part II (1958) Mem. Sci. Rev. Met., 56 (1959), p. 285
- 4) C. M. SELLARS and W. J. McG. TEGART: Mem. Sci. Rev. Met., 63 (1966), p. 731
- 5) T. NAKAMURA and M. UEKI: Trans. ISIJ, 15 (1975), p. 185
- 6) R.A.P. DJAIC and J. J. JONAS: JISI, 210 (1972), p. 256
- 7) 作井, 酒井, 村瀬: 日本金属学会誌, 39(1975), p. 535
- 8) 作井, 酒井: 日本金属学会誌, 40(1976), p. 263
- 9) 作井, 酒井, 沢田: 日本金属学会誌, 投稿中
- 10) H. WEISS, A. GITTINS, G. G. BROWN, and W. J. McG. TEGART: JISI, 211 (1973), p. 703
- 11) 作井, 酒井: 鉄と鋼, 投稿中
- 12) H. W. MEAD and C. E. BIRCHENALL: Trans. Met. Soc. AIME, 206 (1956), p. 1336
- 13) T. SAKAI and K. TAKEISHI: Proceedings of the 18th Japan Congress on Materials Research, The Society of Materials Science, Japan, (1975), p. 63
- 14) J. J. JONAS, C. M. SELLARS, and W. J. McG. TEGART: Metallurgical Rev., 14 (1969), p. 1
- 15) D. HARDWICK and W. J. McG. TEGART: J. Inst. Metals, 90 (1961-62), p. 17
- 16) M. J. LUTON and C. H. SELLARS: Acta Met., 17 (1969), p. 1033
- 17) D. MCLEAN: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 1193
- 18) J. G. BYRNE: Recovery Recrystallization and Grain Growth, (1965), p. 60 [Macmillan]
- 19) H. P. STÜWE and B. ORTNER: Metal Sci. J., 8 (1974), p. 161
- 20) R. SANDSTRÖM and R. LAGNEBORG: Acta Met., 23 (1975), p. 387