

## 論 文

UDC 539.37.096 : 620.171.313 : 669.784 : 669.141.24

炭素鋼の高温変形挙動におよぼす温度、  
ひずみ速度と炭素含有量の影響酒 井 拓\*・大 橋 正 幸\*<sup>2</sup>The Effect of Temperature, Strain Rate, and Carbon Content  
on Hot Deformation of Carbon Steels

Taku SAKAI and Masayuki OHASHI

## Synopsis :

High temperature tensile deformation of carbon steels containing from 0.036 to 1.09 wt% C was studied in the temperature range 873 to 1 373 K over a wide range of strain rates between 1 and  $10^{-5}$  s<sup>-1</sup>. The shape of true stress-true strain ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) curves in the austenite ( $\gamma$ ) range is expressed solely in terms of the first stress peak ( $\sigma_p$ ) or  $Z$  in the following equation, and the relation is almost independent of C content.  $\sigma_p$  can be correlated with temperature ( $T$ ) and strain rate ( $\dot{\epsilon}$ ) by the following equation in the range of stresses below 110~120 MPa ;

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT) = A \cdot \sigma_p^m$$

in which  $A$ ,  $m$ , and  $Q$  decrease with C content. The activation energies for deformation ( $Q$ ) are nearly the same as those for self-diffusion. These results being almost the same as those of 0.16% C steel reported previously<sup>8)9)</sup>, it is concluded that the high temperature deformation of carbon steels in the  $\gamma$  range is controlled by the dynamic recrystallization process assisted by the diffusion of vacancy.

$\sigma_p$  in the  $\gamma$  range decreases with C content in the whole range of  $Z$  used. This solid solution softening is considered to be attributed to the enhanced dynamic recrystallization process caused by increased diffusivity of vacancy due to the addition of C in the  $\gamma$  range.

The flow stress maximum ( $\alpha$ ; ferrite) or the first stress peak ( $\gamma$ ),  $\sigma_p$ , of mild steel (or iron) changes discontinuously near the  $A_3$  point, and  $\sigma_p$  at a  $Z$  is always larger in the  $\gamma$  range than in the  $\alpha$  range. This is considered to be attributed to the differences of vacancy diffusivity and of the dynamic restoration process (i.e., recrystallization in the  $\gamma$  and recovery in the  $\alpha$ ) which may be caused by the difference in the stacking fault energy.

The flow stress in the initial work hardening region ( $\sigma_e$ ) is larger in the  $\gamma$  range than in the  $\alpha$  range in the lower  $Z$ , but  $\sigma_e$  in the both ranges can be expected to become equal with an increase in  $Z$ . This is caused by the difference of strain hardening behavior in the both ranges and the lower strain rate (or  $Z$ ) dependence of  $\sigma_e$  in the  $\gamma$  range.

## 1. 緒 言

炭素鋼の熱間加工下における変形応力や変形挙動を調べることは、各種鋼材の製造工程に関する最適加工条件のデータを得るだけでなく、近年では熱間加工された製品の材質特性を改良し向上させる観点からの実験調査が加わって多くの研究がなされつつある<sup>1)</sup>。高温変形応力  $\sigma'$  (MPa) の温度  $T$  (K)、ひずみ速度  $\dot{\epsilon}$  (s<sup>-1</sup>) とひずみ  $\epsilon$  に伴う変化やそれに対する合金組成の影響を調べている研究報告は、これまで NADAI ら<sup>2)</sup> をはじめ国内

外に多数存在する<sup>3)4)</sup>。  $\sigma'$  と上記各因子の関係を定量的に把握するために種々の数式化が試みられており、例えば井上<sup>4)</sup> は次の実験式を提案している。

$$\sigma' = B' \cdot \epsilon^n \cdot \dot{\epsilon}^{m'} \cdot \exp\left(\frac{B}{T}\right) \dots \dots \dots (1)$$

材料定数  $B$ ,  $B'$ , ひずみ硬化指数  $n$  とひずみ速度依存指数  $m'$  の加工条件 ( $T$ ,  $\dot{\epsilon}$ ) や材料の組成に伴う変化が系統的に調べられている<sup>3)~6)17)</sup>。しかし、 $\sigma'$  はある一定ひずみ量を生ずるときの応力や平均変形応力または引張強さであるため、(1) 式のような実験式から変形中に働

昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 10 月 13 日受付 (Received Oct. 13, 1980)

\* 電気通信大学 工博 (The University of Electro-communications, 1-5-1 Chofugaoka Chofu 182)

\*<sup>2</sup> 電気通信大学 (The University of Electro-communications)

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

Disignation	C	Si	Mn	P	S	O	Sol. Al
0.036% C steel	0.036	0.028	0.27	0.007	0.003	—	—
0.16% C steel	0.16	0.31	0.52	0.009	0.006	0.0172	0.007
0.28% C steel	0.28	0.32	0.50	0.007	0.007	0.0144	0.004
0.53% C steel	0.53	0.45	0.50	0.008	0.009	0.0155	0.004
0.67% C steel	0.67	0.45	0.49	0.008	0.014	0.0184	0.004
1.09% C steel	1.09	0.63	0.49	0.008	0.017	0.0113	0.004

く種々の熱的過程を検討することは困難である。またこのような加工硬化段階の変形応力は材料の加熱条件や変形前の組織の影響を大きく受けるため<sup>7)9)</sup>、それに伴い(1)式の各定数が変化することもあつて、それらの物理的解釈は必ずしも明らかではない。

われわれは先に 0.16% C 鋼のオーステナイト ( $\gamma$ ) 域、純鉄のフェライト ( $\alpha$ ) 域の高温変形挙動を引張試験と変形組織の観察により調べ、変形中に働く動的復旧過程は  $\gamma$  域で再結晶<sup>9)9)</sup>、 $\alpha$  域では回復<sup>10)11)</sup> と異なることを指摘した。本研究は炭素を 0.036% から 1.09% 含む 6 種の鋼の高温引張変形挙動を、873~1373K の温度領域と  $1 \sim 10^{-6} \text{ s}^{-1}$  のひずみ速度領域で系統的に調べて、主に 1)  $\gamma$ ,  $\alpha$  両域における変形特性の相違、2)  $\gamma$  域の固溶体軟化現象、3) 変形応力の相変態に基づく変化、について結果を整理し検討したものである。その結果、これらの各現象は上記した  $\gamma$ ,  $\alpha$  両域の動的復旧過程と密接に関連して生ずることがわかった。

## 2. 実験方法

### 2.1 試料

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。いずれも電解鉄をもとにして作製した小型溶解材 (150N 鋼塊) であり、これを 1470 K で鍛造と圧延により加工して 3 mm 厚の板とした。表面を酸洗い機械研磨してから数回の冷間圧延と焼なましを施して最終厚さ 0.25 mm の薄板としたものから、平行部長さ 22 mm で幅 3 mm の肩付試験片を圧延方向に切り出した。試験片は鋼種によらず 1330 K で 3.6 ks での最終焼なまし後実験に供した。

### 2.2 試験装置と方法

実験に用いたねじ駆動型の変可変負荷速度試験機は、変形速度を 36 mm/s から  $8.1 \times 10^{-6} \text{ mm/s}$  まで、本実験の試験片に対する初期ひずみ速度で表すと約  $1 \text{ s}^{-1}$  から  $10^{-7} \text{ s}^{-1}$  まで広範囲に変化でき、かつ試験片を真空中で高温引張変形後瞬間的に水素ガスを噴射し急冷できる装置を備えている。試験装置と試験方法の詳細な内容については他で述べている<sup>8)12)</sup>。

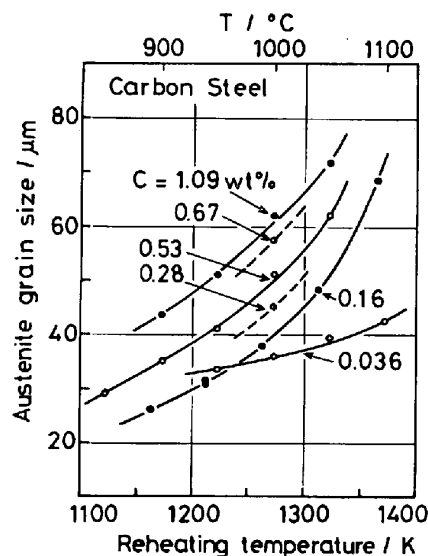


Fig. 1. Changes in the austenite grain size with reheating temperature for 0.036~1.09% C steels: holding time 600 s.

試験温度へ加熱する際の熱履歴は各相領域で次のように変えた。Fig. 1 は各炭素鋼を  $\gamma$  域の任意温度に加熱した後 600 s 保持したときの  $\gamma$  結晶粒径と加熱温度との関係を示す。 $\gamma$  粒径は加熱温度と C 含有量の増加に伴いとも増加している。高温変形挙動におよぼす結晶粒径の影響は無視できないので<sup>7)9)</sup>、各炭素鋼は初めに鋼種によつて異なるある最高温度に加熱しそこで 600 s 保持して安定な組織とした後、それ以下の試験温度まで炉冷し同じく 600 s 保持後引張試験を行った。今回の実験で用いた各炭素鋼の  $\gamma$  結晶粒径 ( $d_0$ ) は次の通りである\*。0.036% C 鋼, 42.3; 0.16% C 鋼, 37.8; 0.28% C 鋼, 45; 0.53% C 鋼, 62; 1.09% C 鋼, 62 各  $\mu\text{m}$ 。なお、0.16% C 鋼のデータは前報<sup>9)</sup> のものを用いた。

$\alpha$  または  $\alpha + \text{セメント石}$  ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) 領域と  $\alpha + \gamma$  変態域における実験では、試験温度まで直接加熱し 600 s 保持後そのまま引張試験を行った。

\* 高温変形挙動におよぼす結晶粒径の影響を調べる目的で若干の実験を行ったが、その際は初めの加熱保持温度を種々に変化させた。

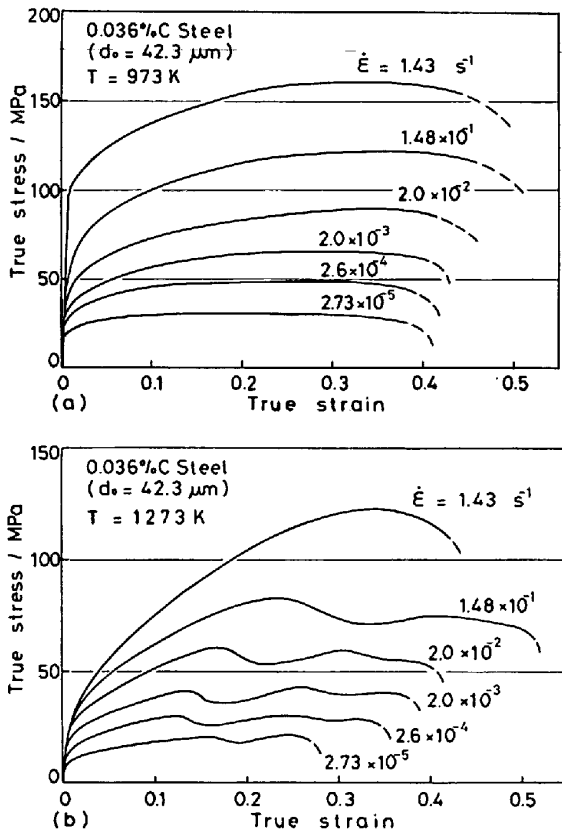


Fig. 2. Strain rate dependence of typical true stress-true strain curves of 0.036% C steel in the  $\alpha$  range (a) and in the  $\gamma$  range (b).

### 3. 実験結果と考察

#### 3.1 応力-ひずみ曲線のひずみ速度と温度に伴う変化

0.036% C 鋼の高温変形特性を調べた結果を先に述べ、その他の炭素鋼の結果は次節以後で述べることにする。Fig. 2 は 0.036% C 鋼の  $\alpha$ ,  $\gamma$  両域の代表的真応力-真ひずみ ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) 曲線\* の初期ひずみ速度に伴う変化を示す。  $\alpha$  域の  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線は大きい加工硬化を示す遷移段階を経て高ひずみでほぼ一定応力の変形を示すのに対し、  $\gamma$  域では前者のものより大きい加工硬化を示しながら高ひずみで1つのピーク応力または数回の応力振動を示して破断に至っている。後者の場合さらに高ひずみまで変形することができれば、ほぼ一定応力の変形が現れることが確かめられている<sup>13)~15)25)</sup>。

Fig. 3 は低ひずみ域の加工硬化段階で求まる平均ひずみ硬化指数  $n (=d \log \sigma / d \log \epsilon)$ \*\* と最大変形応力 ( $\gamma$  域では第1ピーク応力)  $\sigma_p$  との関係を示す。  $n$  は  $\sigma_p$  (したがって(3)式の  $Z$ ) の一義的関数として整理されるが、その関数関係は  $\gamma$ ,  $\alpha$  両域で明らかに異なっている。  $\gamma$  域の  $n$  は  $\sigma_p$  (または  $Z$ ) の増加に伴いほぼ単調に増

\*  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線の計算方法は前報<sup>8)9)</sup>のものと同じである。

\*\*  $n$  の測定と精度については他<sup>11)16)</sup>で述べている。

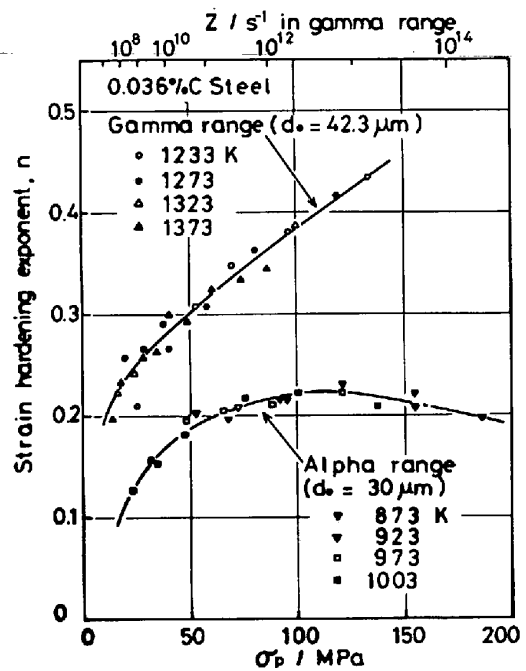


Fig. 3. Changes in strain-hardening exponent,  $n (=d \log \sigma / d \log \epsilon)$ , measured in the initial strain hardening region, with flow stress maximum ( $\alpha$ ) or first stress peak ( $\gamma$ ),  $\sigma_p$ , for 0.036% C steel.

加するのに対し、  $\alpha$  域の  $n$  はある  $\sigma_p$  で最大を示した後高応力側で若干の減少傾向を示す。また  $\gamma$  域の  $n$  は  $\alpha$  域のそれより今回の試験範囲では常に大きい。  $\alpha$  鉄の高温変形特性を調べた先の結果から<sup>11)</sup>、著者らは  $n$  の  $\sigma_p$  (または  $Z$ ) 依存性の変化は変形中に働く過程の変化と関連することを指摘した。以上より、  $\gamma$ ,  $\alpha$  両域の加工硬化特性が著しく異なることは、高温変形を支配する過程の種類が両域で異なることを示唆していると考えられる。

$n$  に関するこれまでの測定結果はばらつきが大きく、Fig. 3 のような系統的变化を示すという報告は少ない<sup>3)~6)17)</sup>。その原因の1つに、  $n$  の結晶粒径依存性はかなり大きい点が挙げられる。すなわち、  $\gamma$  域の試験温度に直接加熱してある一定ひずみ速度で引張試験を行えば、測定される  $n$  は温度の増加に伴い減少するが (Fig. 3)、同時に結晶粒径の増加 (Fig. 1) に伴い増加するので<sup>18)</sup>、結果として  $n$  は系統的变化は示さなくなる。

Fig. 4 は  $\alpha$ ,  $\alpha+\gamma$  両域の最大変形応力または  $\gamma$  域の第1ピーク応力の温度とひずみ速度に伴う変化を示すが、図には  $18 \text{ s}^{-1}$  の測定結果<sup>10)</sup>も含めて示した。  $\sigma_p$  は  $A_3$  点付近で著しい不連続変化を示し、その変化量はひずみ速度の増加に伴い増加している (Fig. 12 参照)。  $\alpha$ ,  $\alpha+\gamma$ ,  $\gamma$  各域の  $\sigma_p$  は温度とひずみ速度の変化に伴い大きな変化を示すことから、各領域での変形は  $\sigma_p$  と  $T$  と  $\dot{\epsilon}$  を変数とする1つの熱活性化過程により支配され

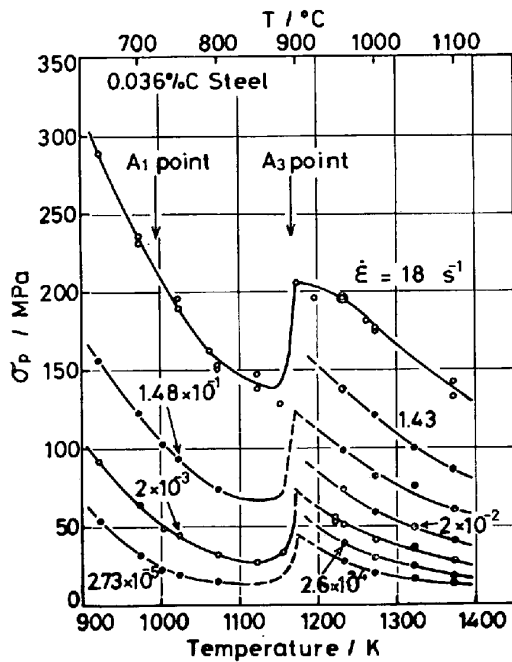


Fig. 4. Temperature dependence of flow stress maximum ( $\alpha$ ,  $\alpha+\gamma$ ) or first stress peak ( $\gamma$ ),  $\sigma_p$ , at strain rates between  $18 \text{ s}^{-1}$  to  $2.73 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  for 0.036% C steel. The data at  $18 \text{ s}^{-1}$  is the result reported previously by the authors<sup>10)</sup>.

ると考えられる<sup>13)15)17)</sup>. これらの変数を結びつける変形方程式は、クリープの場合とよく似た (2) 式で表すことが多い<sup>13)15)17)</sup>.

$$\dot{\epsilon} = A \cdot F(\sigma) \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (2)$$

変形のための見かけの活性化エネルギー  $Q$  が応力により変化しない定数であれば、(2) 式は温度補償ひずみ速度因子  $Z$  を用いた次式のように書き換えられる。

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \cdot F(\sigma) \dots\dots\dots (3)$$

(3) 式を用いれば、 $T$  と  $\dot{\epsilon}$  を広範囲に変えて測定した  $\sigma$  を 1 つの変数  $Z$  に対し整理することができるので、応力関数  $F(\sigma)$  はより正確に決定できる。これまでの高温変形の研究から、 $F(\sigma)$  としては  $\sigma^m$ ,  $\exp(\beta\sigma)$ ,  $(\sinh \alpha\sigma)^m$  ( $m$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$  はともに温度に依存しない定数) が代表的関数として挙げられる<sup>9)13)15)17)</sup>. これらの応力関数を含んだ (2) 式と経験式である (1) 式を比較すると、各定数の間に  $B=Q/R$ ,  $m'=1/m=\alpha/\beta$  の関係が成立する。

Fig. 4 の  $\gamma$  域のデータに (2) 式を適用して求めた  $Q$  は  $\sigma_p$  にほとんど依存せず、 $309 \pm 10 \text{ kJ/mol}$  の一定値を示した。Fig. 5 はこの  $Q$  を用いて計算した  $Z$  に対し  $\sigma_p$  を再整理したもので、上記の 3 つの応力関数の成立の適否を調べたものである。  $\gamma$  域の変形方程式としては  $\sinh$  関数を用いるのが妥当であるが、一方約  $110 \text{ MPa}$

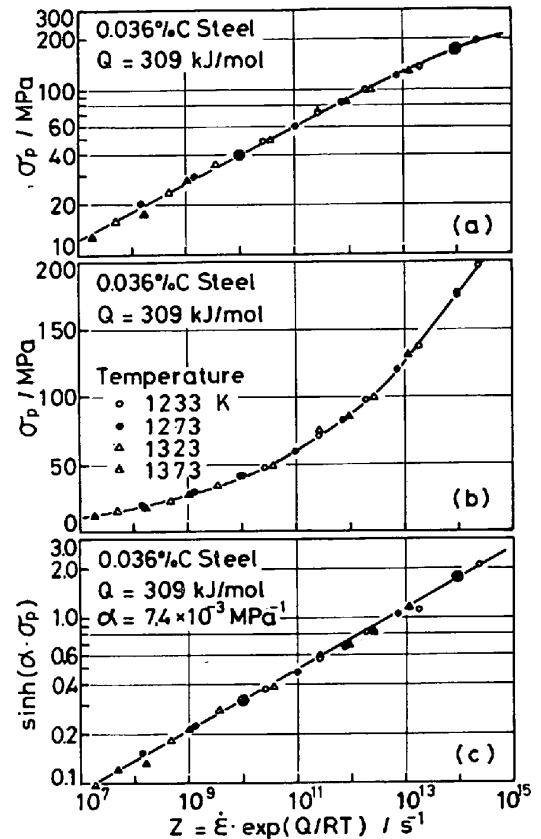


Fig. 5. The relation between first stress peak,  $\sigma_p$ , and the Zener-Hollomon parameter,  $Z$ , in log-log scale (a), in semi-log scale (b), and log( $\sinh$ )-log scale (c) in the  $\gamma$  range of 0.036% C steel.

以下の応力を生ずる  $Z$  域に限れば、べき関数を用いても十分近似できる。ここではより簡単な形のべき関数で  $\gamma$  域の変形方程式を表示することにする。すなわち、

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma_p^m \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (4)$$

上式の  $m=5.8$ ,  $Q=309 \text{ kJ/mol}$  は、鉄や極軟鋼の  $\gamma$  域のねじり試験で得られている  $m=4.7$ ,  $Q=280 \text{ kJ/mol}$ <sup>15)</sup>, クリープ試験における  $m=5.1$ ,  $Q=308 \text{ kJ/mol}$ <sup>19)</sup> とほぼ等しい。また  $Q$  は  $\gamma$  鉄の自己拡散のための活性化エネルギー  $280 \text{ kJ/mol}$  に近い値である<sup>20)</sup>. これより、 $\gamma$  鉄の高温変形は拡散によつて支配される動的復旧過程により律速されると考えられる。

$\alpha$ ,  $\alpha+\gamma$  両域のデータについても同様の取り扱いが可能であるが、Fig. 4 のこれらの領域のデータに (2) 式を適用して求めた各定数は温度によつて変化すること、また以下に示す理由からそれらの検討結果はここでは省略する。1 つは  $\alpha$  域の変形挙動は磁気変態点を境に変化すること<sup>11)</sup>, 第2に  $\alpha+\gamma$  域では試験温度に伴い 2 相間の体積率やそれらの分布が変化することに起因して変形挙動が変化することである<sup>10)</sup>.

### 3.2 $\gamma$ 領域の変形挙動におよぼすC含有量の影響

#### 3.2.1 動的復旧過程

中, 高炭素鋼の $\gamma$ 域の $\sigma$ - $\epsilon$ 曲線は温度とひずみ速度の変化に伴い特徴的な形状の変化を示すが, それらは0.036% C鋼の結果 (Fig. 2 (b)) と酷似する.  $\sigma$ - $\epsilon$ 曲線の形状を表す因子として, 第1ピーク応力 $\sigma_p$ を示すときのひずみ $\epsilon_p$ ,  $\epsilon_p$ と次の極小応力を示すひずみとの差 $\epsilon_x$ , 応力振動の大きさを表す $\Delta\sigma_s$ ,  $\Delta\sigma_H$ ,  $\Delta\sigma'_H$ などが挙げられる<sup>9)</sup>. Fig. 6は0.53% C鋼の種々の温度とひずみ速度におけるこれら各因子と $\sigma_p$  (または $Z$ )との関係を示す. 1.09% C鋼の個々のデータは省略するが, その結果はFig. 6の破線で示すように0.53% C鋼の結果とほぼ一致する. 他の炭素鋼の結果もFig. 6とほぼ同じ傾向を示し<sup>9)</sup>, しかも各炭素鋼の $\gamma$ 粒径を62  $\mu\text{m}$ としたときに得られるであろう結果とほとんど一致することがわかった. すなわち, 炭素鋼の $\gamma$ 域の $\sigma$ - $\epsilon$ 曲線形状は $\sigma_p$  (または $Z$ )の一義的関数で整理され, それらの関数はC量によつてほとんど変化しないと結論される. Fig. 6の各因子 $\epsilon_p$ ,  $\epsilon_x$ ,  $\Delta\sigma_s$ などに関する検討は他で行っている<sup>9)13)</sup>.

各炭素鋼の $\sigma_p$ の温度とひずみ速度に伴う変化を示すデータはここでは省略する. これらの結果に対し(2)式を適用して求められる $Q$ 並びにFig. 5と同じ整理をして得られる変形方程式の各定数をTable 2にまとめて示す. 各炭素鋼の変形方程式は0.036% C鋼のそれと同じように, 今回用いた全 $Z$ 域のデータを考えればsinh関数を用いるのが妥当であるが, 一方110~120 MPa以下の応力を生ずる $Z$ 域に限れば(4)式でも十分に近似できる.

応力指数 $m$ のC量に伴う減少(したがつて(1)式の $m'$ は増加)はクリープ<sup>19)</sup>, ねじり<sup>15)</sup>, 圧縮<sup>6)</sup>の各試験で得られている結果と同じである.  $Q$ はTable 2に示した各炭素鋼の $\gamma$ 相中のFe原子の自己拡散のための活性化エネルギー $Q_{sd}$ <sup>20)</sup>とほぼ等しく\*, いずれもC量の増加に伴い減少している.

炭素鋼の $\gamma$ 域の変形挙動はC量によらずほとんど同じであり, また $Q$ は $Q_{sd}$ とほぼ等しいという以上の結果に対し, 前報の0.16% C鋼に関する検討結果<sup>9)9)</sup>が適用できると考えられる. すなわち, 炭素鋼の $\gamma$ 域における変形は侵入型溶質原子Cの含有量に関係なく, 拡散支配の動的再結晶過程により律速されると考えられる.

#### 3.2.2 固溶体軟化現象

第1ピーク応力 $\sigma_p$ の初期結晶粒径依存性は, 今回用

\*  $Q$ は $Q_{sd}$ より常に29~46 kJ/molほど大きい. しかし, この差は(4)式において弾性係数の温度依存性に関する補正を $\sigma_p$ に施してから $Q$ を計算する<sup>21)</sup>とほぼ等しく近づく.

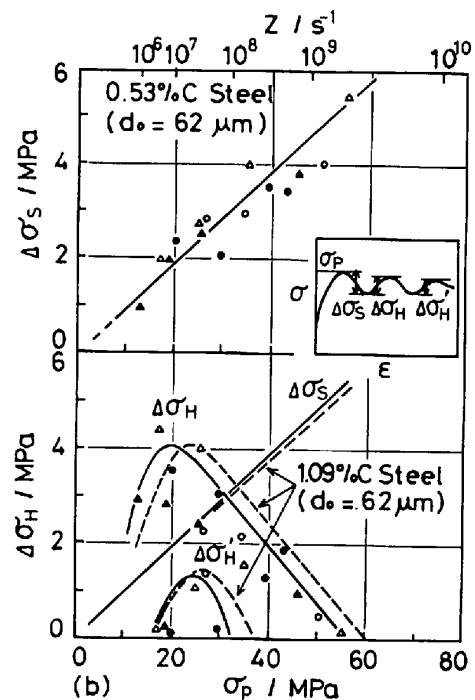
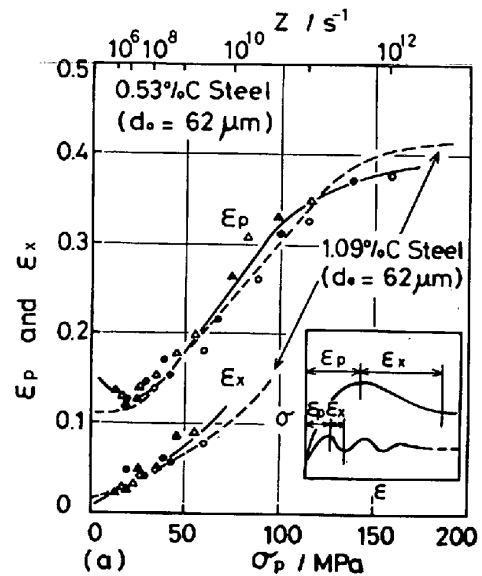


Fig. 6. Changes in strain  $\epsilon_p$  and  $\epsilon_x$  (a), and stress  $\Delta\sigma_s$ ,  $\Delta\sigma_H$  and  $\Delta\sigma'_H$  (b), measured as indicated in the inserts, with first stress peak or  $Z$  for 0.53% C steel. The broken lines show the data for 1.09% C steel.

○ 1 173 K, ● 1 223 K, △ 1 273 K, ▲ 1 323 K.

いた $\gamma$ 粒径の範囲(26~72  $\mu\text{m}$ )ではほとんど無視できることを各炭素鋼で確認した<sup>9)</sup>. Fig. 7は一定の温度とひずみ速度で測定した各炭素鋼の $\sigma_p$ とC含有量の関係を示す.  $\sigma_p$ はC量とともにほぼ直線的に減少し, 約0.5% C以上でほとんど一定値を示すが, この固溶体軟化現象は今回用いたすべての試験条件下( $T$ ,  $\dot{\epsilon}$ )で確認された. Fig. 8は $\sigma$ - $\epsilon$ 曲線のC量に伴う変化を示す代表的例( $T=1 273$  K,  $\dot{\epsilon}=2 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>)である. 固溶体

Table 2. Material constants in the deformation equations of (2) and (4) in the austenite range of carbon steels.

Designation	0.036%C steel	0.16%C steel	0.53%C steel	1.09%C steel
$A/\text{MPa} \cdot \text{m} \cdot \text{s}^{-1}$	5.0	4.0	2.5	4.0
$m$ (Stress range/MPa)	5.8	5.4	5.25	5.2
$\alpha/10^{-3}\text{MPa}^{-1}$	( $\sigma_p < 110$ ) 7.4	( $\sigma_p < 120$ ) 8.0	( $\sigma_p < 120$ ) 9.2	( $\sigma_p < 120$ ) 8.7
$\beta/10^{-2}\text{MPa}^{-1}$	4.3	4.3	4.85	4.5
$Q/\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$	$309 \pm 10$	$286 \pm 7$	$270 \pm 9$	$272 \pm 5$
$Q_{sd}/\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ *	280	257	226	226

\*  $Q_{sd}$  shows the activation energy for self-diffusion in the austenite range of carbon steels<sup>20)</sup>.

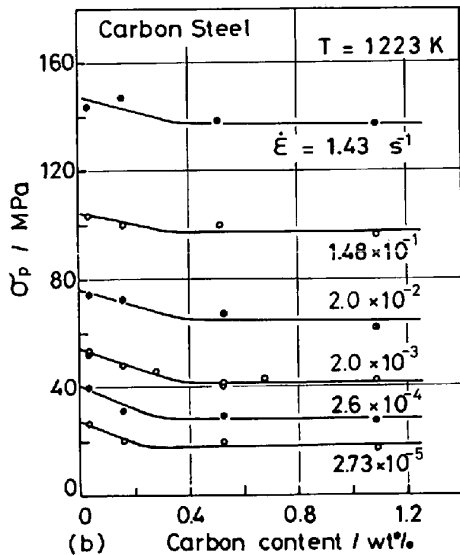
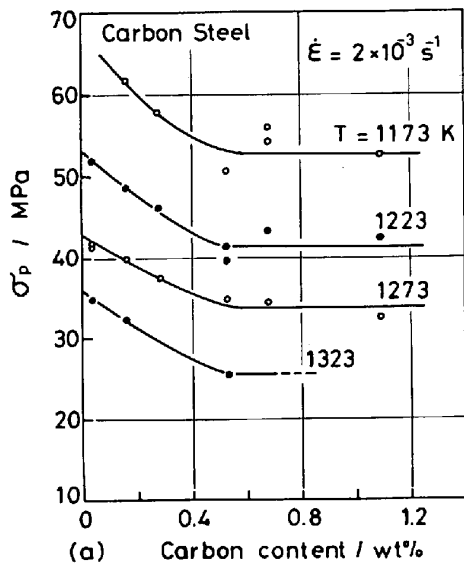


Fig. 7. The relation between first stress peak,  $\sigma_p$ , and carbon content: (a) in the temperature range 1173 to 1323 K at a strain rate of  $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  and (b) in the strain rate range  $1.43 \text{ s}^{-1}$  to  $2.73 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  at 1223 K.

軟化はピーク応力だけでなく低、高ひずみ域の変形応力にも明瞭に現れている。

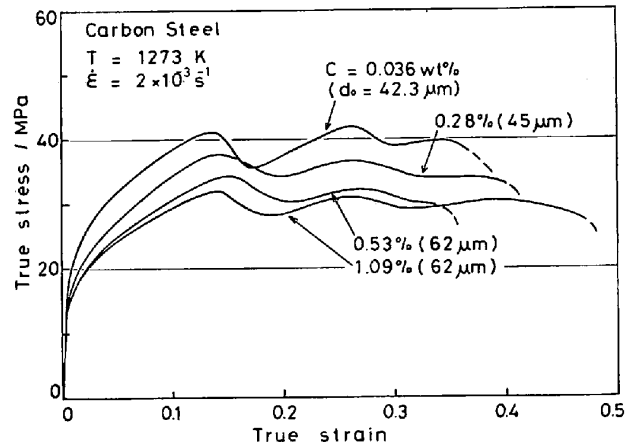


Fig. 8. Changes in true stress-true strain curves with carbon content of steels at 1273 K and a strain rate of  $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

炭素鋼の高温変形応力におよぼすC原子の影響については、これまで固溶体硬化を示すデータ<sup>5)6)</sup>、高炭素側で1部軟化を示すデータ<sup>22)23)</sup>やほとんど無視できる程度とするデータ<sup>4)</sup>が報告されており、1つの定まった結論は得られていないようである<sup>17)24)</sup>。その原因として、1. 炭素以外の不純物原子の量を一定に保っているかどうか、2. 第1ピーク以前の加工硬化段階の変形応力を対象とする場合、その応力のC量に伴う変化は $\sigma_p$ のそれに比べて小さい (Fig. 8)。またこの応力は変形前の組織 (例えば結晶粒径) の影響を大きく受ける<sup>7)9)</sup>、3. 0.5%Cまでの応力減少量の約 10 MPa は、高速加工のように大きい変形応力を生ずる場合には応力測定の実験誤差内に入る可能性がある (例えば 100 MPa 以上, Fig. 7 (b) 参照) などが考えられる。

炭素鋼の $\gamma$ 域の変形は動的再結晶により律速されることから、この動的復旧過程に起因して固溶体軟化が生ずることが考えられる\*。炭素鋼の変形方程式を(4)式で

\* 炭素鋼の融点  $T_m$  はC量とともに減少する。このように  $T_m$  の異なる材料の強さを比較する場合は、試験温度  $T$  ではなく融点換算温度  $T/T_m$  に対し結果を整理し検討するのが妥当と考えられる。しかし、Fig. 7 の結果を  $T/T_m$  に対して再整理しても固溶体軟化現象は確認された。これより、この現象は $\gamma$ 域の炭素鋼の本質的な性質に起因して生ずることが推察される。

近似的に表せば、 $\sigma_p$  は次式で表せる。

$$\sigma_p = \left[ \frac{\dot{\epsilon}}{A} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{1/m} \dots\dots\dots (5)$$

(5) 式の両辺を対数にとり、 $T$  と  $\dot{\epsilon}$  を一定にして炭素濃度  $x$  で微分し整理すると、

$$\begin{aligned} \left(\frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial x}\right)_{T, \dot{\epsilon}} &= \frac{1}{mRT} \left(\frac{\partial Q}{\partial x}\right)_{T, \dot{\epsilon}} \\ &- \frac{1}{m} \left(\frac{\partial \ln A}{\partial x}\right)_{T, \dot{\epsilon}} - \ln \sigma_p \left(\frac{\partial \ln m}{\partial x}\right)_{T, \dot{\epsilon}} \end{aligned} \dots\dots\dots (6)$$

Table 2 より、 $\partial Q/\partial x$ ,  $\partial \ln A/\partial x$ ,  $\partial \ln m/\partial x$  の各符号は少なくとも 0.53% C までの範囲では負を示すこと、また今回の実験範囲では  $\ln \sigma_p$  の符号は正であるので、固溶体軟化が生ずるには (6) 式右辺の各項の間に次の関係が成立しなければならない。

$$|\text{第1項}| > |\text{第2項}| + |\text{第3項}|$$

すなわち、C原子の添加に伴う  $Q$  の減少に起因して固溶体軟化が起こると考えられる。

Fig. 9 は MEAD らの  $Q_{sd}$  に関する測定値<sup>20)</sup> と今回得られた  $Q$  の C 量に伴う変化を示す。  $Q$  と  $Q_{sd}$  の C 量に伴う変化は酷似しており、かつそれらが低炭素域で大きく減少して高炭素域でほぼ一定値を示す挙動は、Fig. 7 の  $\sigma_p$  のそれとほぼ同じである。以上の検討から、炭素鋼の  $\gamma$  相域では C 原子の添加による空孔子の拡散速度の増加<sup>20)24)</sup> に伴い動的再結晶過程が促進され、それに起因して変形応力が減少し、固溶体軟化現象が現れると考えられる。

Fig. 9 にはクリープ<sup>19)</sup> とねじり<sup>15)</sup> で求められている  $Q$  を参考として示したが、それらは高炭素側で今回の結果

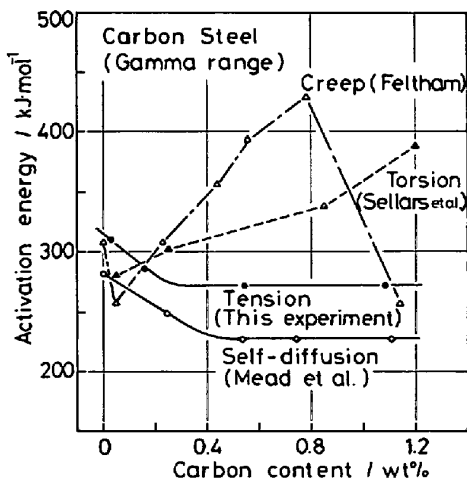


Fig. 9. Effect of carbon content on the activation energy for deformation ( $Q$ ) and for self-diffusion of carbon steels<sup>20)</sup>. This figure shows also the results of  $Q$  measured in creep test<sup>19)</sup> and in torsion test<sup>15)</sup> for carbon steels.

と大きく異なっている。その原因として、1. クリープでは最小クリープ速度を測定しているが、その場合は変形前の組織の影響を受けやすいこと<sup>21)</sup>、2. ねじり試験のように高ひずみまで変形させると変形熱に基づく応力変化が現れること<sup>25)</sup>などが考えられるが、ここでは  $Q$  の測定結果が試験方法によりかなり異なることを示すにとどめ、この結果の解釈は将来に残すことにする。

### 3.3 変形応力の相変態に伴う変化

Fig. 10 は  $2 \times 10^{-3} s^{-1}$  で測定した各炭素鋼の最大変形応力 ( $\gamma$  域では第1ピーク応力)  $\sigma_p$  の温度に伴う変化を示す。  $\sigma_p$  は  $A_3$  点附近で大きな不連続変化を示すが、その変化量は C 量に伴い減少して 1.09% C 鋼ではほぼ零となる。したがって、 $\alpha$  相と  $\gamma$  相における  $\sigma_p$  の差は純鉄で最も大きく現れることになる。Fig. 7 の  $\sigma_p$ -C 曲線を縦軸へ外挿して求められる純鉄の  $\sigma_p$  は 0.036% C 鋼のそれとほぼ等しいとみなせる。

純鉄の  $\alpha$  相常磁性領域で求めた  $Q$  は 309 kJ/mol であるが<sup>21)</sup>、これは 0.036% C 鋼の  $\gamma$  域の  $Q$  とほとんど等しい (Table 2)。そこで、 $Q=309$  kJ/mol を用いて計算した  $Z$  に対して 0.036% C 鋼の  $\gamma$  域と純鉄の  $\alpha$  域におけるそれぞれの  $\sigma_p$  と 0.05, 0.1 の各ひずみを生ずるときの変形応力  $\sigma_{0.05}$ ,  $\sigma_{0.1}$  を再整理して Fig. 11 に示す。図中の任意の  $Z$  に対する  $\gamma$ ,  $\alpha$  両相の各応力は、同じ温度とひずみ速度で試験したときの値を示すことになる。 $\gamma$  相の変形応力は今回測定した  $Z$  範囲では  $\alpha$  相のそれよ

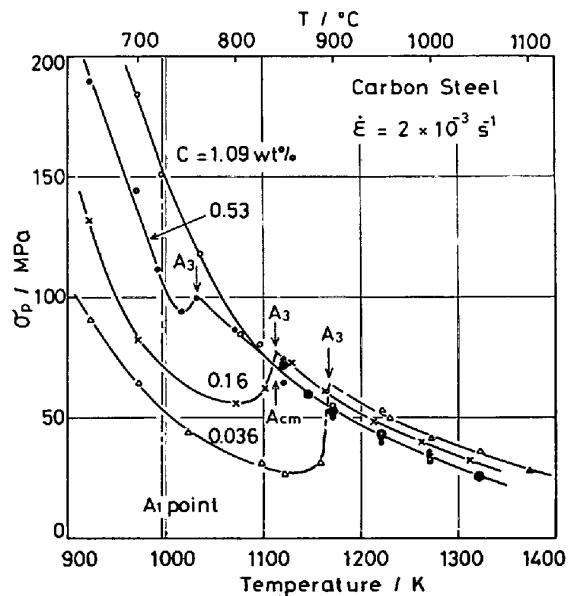


Fig. 10. Temperature dependence of flow stress maximum ( $\alpha$ ,  $\alpha + Fe_3C$ ,  $\alpha + \gamma$ ) or first stress peak ( $\gamma$ ) for 0.036~1.09% C steels in the temperature range 923 to 1373 K and at a strain rate of  $2 \times 10^{-3} s^{-1}$ .

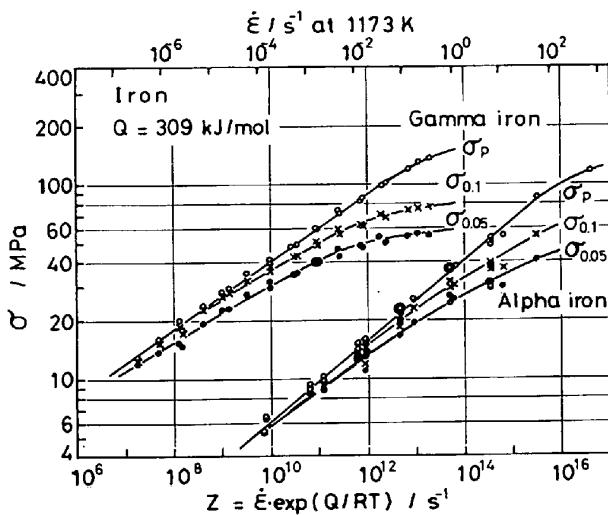


Fig. 11. Changes in flow stress maximum ( $\alpha$ ) or first stress peak ( $\gamma$ ),  $\sigma_p$ , and flow stresses at strains of 0.05 and 0.1,  $\sigma_{0.05}$  and  $\sigma_{0.1}$ , with Zener-Hollomon parameter,  $Z$ , for iron. A range of strain rates at 1173 K is also shown. The data of gamma iron is the same as those of 0.036% C steel (Fig. 5), and the data of alpha iron is the results reported previously by the authors<sup>11)</sup>.

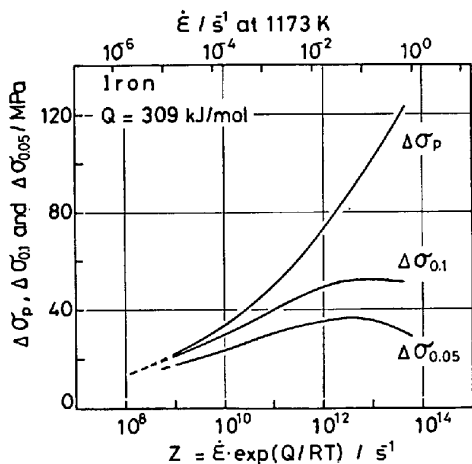


Fig. 12. The relation between the difference of flow stress in the both ranges of gamma and alpha,  $\Delta\sigma_p$ ,  $\Delta\sigma_{0.1}$ ,  $\Delta\sigma_{0.05}$ , and Zener-Hollomon parameter,  $Z$ , for iron. A range of strain rates at 1173 K is also shown.

り常に大きい。Fig. 11 から求まる  $\gamma$ ,  $\alpha$  両相間の変形応力の差を  $\Delta\sigma_p$ ,  $\Delta\sigma_{0.1}$ ,  $\Delta\sigma_{0.05}$  と表して、それらの  $Z$  に伴う変化を Fig. 12 に示す。

最大変形応力  $\sigma_p$  は  $\alpha$  域では定常状態応力  $\sigma_s$  にほぼ等しいとみなせるが<sup>11)12)</sup>,  $\gamma$  域の  $\sigma_p$  は  $\sigma_s$  とは明らかに異なるものである。しかし、オーステナイト鉄合金の高温ねじり試験によると、 $\sigma_p$  と  $\sigma_s$  はほとんど同じ  $Z$  依存性を示すこと<sup>14)15)</sup>, また  $\sigma_p$  と  $\sigma_s$  の差は  $\sigma_p$  または  $\sigma_s$  に比べて極めて小さいことがわかつて<sup>14)15)</sup>,

ここでは  $\sigma_p$  を  $\sigma_s$  に代る応力と仮定して検討を進めることにする\*。

鉄の変形応力が  $\gamma$ ,  $\alpha$  両相間で明かな差を示す原因について、SHERBY ら<sup>26)21)</sup>はクリープ試験の結果を基にして次のように考察している。金属の高温変形が拡散支配の動的回復過程で律速される場合、変形方程式は拡散係数  $D$  を含んだ次式で表せる。

$$\dot{\epsilon} = A' \cdot D \cdot F(\sigma) \dots\dots\dots (7)$$

SHERBY ら<sup>26)21)</sup>は上式に基づき、 $A_3$  点における  $\gamma$ ,  $\alpha$  両相間のクリープ速度比 ( $\dot{\epsilon}_\alpha/\dot{\epsilon}_\gamma \approx 200$ ) は両相の拡散係数の比 ( $D_\alpha/D_\gamma \approx 350$ ) にほぼ等しいことを指摘した。しかし、Fig. 11 で例えば  $\sigma_p = 30$  MPa のときの  $\dot{\epsilon}_\alpha/\dot{\epsilon}_\gamma$  は 200 ではなく  $1.26 \times 10^4$  と 2 桁程も大きいので、今回の結果は拡散係数の変化だけでは説明できない。一方、SHERBY らはより広範囲な材料のクリープ試験結果を説明し得る変形方程式として、(7) 式を修正して次式を提案している<sup>21)</sup>。

$$\dot{\epsilon} = A'' \cdot D \cdot \Gamma^{3.5} \left( \frac{\sigma}{E} \right)^5 \dots\dots\dots (8)$$

ここで  $\Gamma$  は積層欠陥エネルギー (SFE),  $E$  は弾性係数である。Fig. 11 から求められる応力指数  $m$  は  $\alpha$  相で 4.9,  $\gamma$  相で 5.8 と異なるが、これらは (8) 式の 5 とほぼ等しいとみなせる。  $A''_\alpha/A''_\gamma \approx 1$  と仮定できるので<sup>21)</sup>, ある一定の変形応力を生ずるときの  $\alpha$ ,  $\gamma$  両域のひずみ速度を比較すると、次のように表せる。

$$\frac{\dot{\epsilon}_\alpha}{\dot{\epsilon}_\gamma} \approx \left( \frac{D_\alpha}{D_\gamma} \right) \cdot \left( \frac{\Gamma_\alpha}{\Gamma_\gamma} \right)^{3.5} \cdot \left( \frac{E_\gamma}{E_\alpha} \right)^5 \dots\dots\dots (9)$$

上式右辺の各項にこれまで報告されている  $A_3$  点付近の平均値 (ただし  $\Gamma$  は室温のデータ) を代入して計算すると、 $D_\alpha/D_\gamma \approx 350$ <sup>26)</sup>,  $(\Gamma_\alpha/\Gamma_\gamma)^{3.5} \approx 24.5$ <sup>27)</sup>,  $(E_\gamma/E_\alpha)^5 \approx 2$ <sup>28)</sup> が得られ、結局  $\dot{\epsilon}_\alpha/\dot{\epsilon}_\gamma \approx 1.7 \times 10^4$  は今回の実験結果とほぼ一致することがわかる。

金属材料の高温変形が再結晶か回復という異なる動的回復過程で律速されるのは、各材料の SFE の大小に関係するとの考えが提案されている<sup>13)15)17)</sup>。大きい SFE を有する材料では、変形とともに生ずる加工硬化を相殺するように動的回復が速やかに起こるため、加工硬化並びに変形応力は相対的に小さくなり、またその結果としてなめらかな  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線が現れる。一方 SFE の小さい材料では、SFE の減少に伴い動的回復速度が減少するため、変形とともにより高密度の転位が蓄積し相対的に大きい加工硬化を示すようになる (Fig. 3)。高転位密度

\* 0.036% C 鋼の  $\gamma$  域の  $\sigma_p$  と  $Z$  の関係は (Fig. 5), FELTHAM による 0.05% C 鋼のクリープ試験結果<sup>19)</sup> と実験誤差内で一致することを他で指摘している<sup>33)</sup>。



に基づいて材料内に蓄積されるひずみエネルギーがある臨界値に達すると動的再結晶粒が発生し、その粒界移動に伴い転位の大幅な消滅が起きだすことで、結果として $\sigma$ - $\epsilon$  曲線に初めのピークが発生すると考えられる<sup>31)33)</sup>。以上の検討から、 $\gamma$ 、 $\alpha$  両域の変形応力の差 ( $\Delta\sigma_p$ ) は、拡散速度の差とともに SFE の大小に起因すると考えられる動的復旧過程の違い ( $\gamma$  域で再結晶、 $\alpha$  域で回復) が原因して生ずると推察される。

Fig. 12 より、加工硬化段階の変形応力  $\sigma_\epsilon(\sigma_{0.1}, \sigma_{0.05})$  の  $\gamma$ 、 $\alpha$  両域における差  $\Delta\sigma_\epsilon$  は、 $\Delta\sigma_p$  と異なる  $Z$  依存性を示すことがわかる。 $\Delta\sigma_\epsilon$  は  $Z$  に伴い単調に増加しながら高  $Z$  域で飽和または減少傾向を示す。これより、さらに高  $Z$  域 (より低温度または高速度) で変形したときに得られる  $\Delta\sigma_\epsilon$  は零に近づき負になることもある。したがって  $\gamma$ 、 $\alpha$  両域の  $\sigma_\epsilon$  は等しくなるか大小関係が逆転することも予測される。このことは  $\sigma_\epsilon$  の  $A_3$  点附近における不連続変化は高  $Z$  の変形下で消滅することを意味するが、これは五弓らによる極軟鋼の高速圧縮試験によつてすでに実証されている<sup>30)</sup>。 $A_3$  点附近で現れる  $\sigma_\epsilon$  の不連続変化が高速変形下で消滅する原因は、第1に  $\gamma$ 、 $\alpha$  両域における加工硬化特性の相違と (Fig. 3)、第2に  $\alpha$  域の  $\sigma_\epsilon$  の変形速度 (=  $Z$ ) 依存性は  $\gamma$  域のそれよりも大きいこと<sup>30)</sup> (Fig. 11) の2点が挙げられる。

以上のように、極軟鋼、純鉄の加工硬化段階の変形挙動は高ひずみ域のそれとは見かけ上かなり異なることに注目せねばならない。例えば、低炭素鋼の  $\alpha+\gamma$  変態域における低い熱間加工性は高速加工下で改善するが、それは  $\alpha$ 、 $\gamma$  両相の変形応力の差が高速加工下で無くなることによると考えられている<sup>31)32)</sup>。また実際の熱間加工では 10~30% 程度の加工度を断続的に与えることが多いので、 $\sigma_\epsilon$  に関するデータはこのような場合に重要になつてくる。

#### 4. 結 論

炭素鋼の高温引張変形挙動におよぼす温度とひずみ速度と C 含有量の影響を調べた今回の実験結果は、次のようにまとめられる。

〈 $\gamma$  域の変形挙動に関する結果〉

(1)  $\sigma$ - $\epsilon$  曲線形状の温度とひずみ速度に伴う特徴的な変化は、各炭素鋼とも第1ピーク応力  $\sigma_p$  または次式の  $Z$  の関数として一義的に整理された。その関数関係におよぼす C 含有量の影響はほとんど無視できた。

(2)  $\sigma_p$  の温度  $T$  とひずみ速度  $\dot{\epsilon}$  に伴う変化は、110~120 MPa 以下の  $\sigma_p$  を生ずる試験条件下では、次に示す変形方程式で近似的に表せた。

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \cdot \sigma_p^m$$

上式の定数  $A$ 、 $m$ 、 $Q$  は C 量の増加に伴い減少した。変形のための見かけの活性化エネルギー  $Q$  は、各炭素鋼の  $\gamma$  域における Fe 原子の拡散のための活性化エネルギーとほぼ等しかった。

以上の (1)、(2) は前報の 0.16% C 鋼に関する検討結果<sup>9)</sup> と酷似することから、炭素鋼の  $\gamma$  域における変形は、侵入型溶質原子 C の含有量に関係なく、拡散支配の動的再結晶過程により律速されると考えられる。

(3)  $\sigma_p$  は C 量の増加に伴い減少するという固溶体軟化現象が、今回の全試験範囲 ( $T$ 、 $\dot{\epsilon}$ ) で観察された。この現象は、C 原子添加による空孔子拡散速度の増加に伴い動的再結晶過程が促進されることに起因して現れると考えられる。

〈極軟鋼 (純鉄) の  $\gamma$ 、 $\alpha$  両域の変形挙動を比較した結果〉

(4)  $\sigma_p$  は  $A_3$  点附近で著しい不連続変化を示し、また一定の温度とひずみ速度で変形したときの  $\gamma$  域の  $\sigma_p$  は  $\alpha$  域のそれより常に大きかった。その原因として、 $\gamma$ 、 $\alpha$  両域における拡散速度の違いと積層欠陥エネルギーの大小に起因すると考えられる動的復旧過程の違い ( $\gamma$  域で再結晶、 $\alpha$  域で回復) が考えられる。

(5)  $\gamma$  域の加工硬化段階の変形応力  $\sigma_\epsilon$  は、低  $Z$  域では  $\alpha$  域のそれより大きい、高  $Z$  域ではその差が無くなり、逆に小さくなることが予測された。これは  $\gamma$ 、 $\alpha$  両域における加工硬化特性の相違と、 $\gamma$  域の  $\sigma_\epsilon$  のひずみ速度 (または  $Z$ ) 依存性が  $\alpha$  域のそれより小さいことに起因すると考えられる。

最後に本論文について有益な助言とご指導をいただいた作井誠太東工大名誉教授と井形直弘東京大学教授、並びに実験の一部にご協力頂いた椎野和樹、石井健一、村本隆司の各工学士に深く感謝致します。本研究は鉄鋼基礎共同研究会の高温変形部会における分担研究の1つであり、田村部会長はじめ各委員による有益な討論と助言をいただき厚くお礼申し上げます。本研究で用いた炭素鋼は、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。

終わりに本研究の1部は、日本鉄鋼協会の石原・浅田研究助成金によつて行われたことを記し、感謝の意を表します。

#### 文 献

- 1) 田村今男編: 鉄鋼の高温変形挙動—進歩総説 (1979-2)、制御圧延技術の基礎とその展開 (1980-3) [鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会]

- 2) A. NADAI and M. MANJOINE: J. Appl. Mech., 63 (1941), p. 77
- 3) 日本鉄鋼協会編: 正延理論とその応用 (1969), p. 94 [誠文堂新光社]
- 4) 井上勝郎: 鉄と鋼, 41 (1955), p. 506, p. 593, p. 869
- 5) 美坂佳助, 吉本友吉: 塑性と加工, 8 (1967), p. 414
- 6) 志田 茂: 塑性と加工, 9 (1968), p. 127, 10 (1969), p. 610
- 7) 大内千秋: 塑性と加工, 18 (1977), p. 867
- 8) 作井誠太, 酒井 拓, 武石和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 856
- 9) 作井誠太, 酒井 拓: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 285
- 10) 作井誠太, 酒井 拓, 村瀬暉生: 日本金属学会誌, 39 (1975), p. 535
- 11) 作井誠太, 酒井 拓, 沢田裕治: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 1284
- 12) 作井誠太, 酒井 拓: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 263
- 13) J. J. JONAS, C. M. SELLARS, and W. J. McG. TEGART: Metallurgical Rev., 14 (1969), p. 1
- 14) T. NAKAMURA and M. UEKI: Trans. ISIJ, 15 (1975), p. 185
- 15) C. M. SELLARS and W. J. McG. TEGART: Mém. Sci. Rev. Mét., 63 (1966), p. 731, Acta Met., 14 (1966), p. 1136
- 16) T. SAKAI and K. TAKEISHI: Proc. 18th Jap. Cong. Mater. Res., (1975), p. 63
- 17) W. J. McG. TEGART and A. GITTINS: The Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. Ballance, (1977), p. 1 [AIME]
- 18) 酒井 拓: 日本金属学会講演概要, (1978), p. 122
- 19) P. FELTHAM: Proc. Phys. Soc., B66 (1953), p. 865
- 20) H. W. MEAD and C. E. BIRCHENALL: Trans. Met. Soc. AIME, 206 (1956), p. 1336
- 21) O. D. SHERBY and P. BURKE: Prog. Mater. Sci., 13 (1968), p. 325
- 22) J. L. ROBBINS, O. C. SHEPARD, and O. D. SHERBY: Trans. ASM, 60 (1967), p. 205
- 23) M. J. STEWART: The Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. Ballance, (1977), p. 47 [AIME]
- 24) 平野賢一: 私信
- 25) J. J. JONAS and M. J. LUTON: Advances in Deformation Processing, ed. by J. J. Burke and V. Weiss, (1978), p. 215 [Plenum Pub. Co.]
- 26) O. D. SHERBY and J. L. LYTTON: Trans. Met. Soc. AIME, 206 (1956), p. 928
- 27) J. E. BIRD, A. K. MUKHERJEE, and J. E. DORN: Quantitative Relation between Properties and Microstructure, ed. by D. G. Brandon and A. Rosen (1969), p. 255
- 28) W. KÖSTER: Z. Metallk., 39 (1948), p. 1
- 29) R. FAWLEY, M. A. QUADER, and R. A. DODD: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 771
- 30) I. GOKYU and J. KIHARA: Trans. ISIJ, 6 (1966), p. 196
- 31) 松本和明, 大内千秋, 天明玄之輔: 鉄と鋼, 63 (1977), p. S 722
- 32) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 2038
- 33) 酒井 拓: 鉄鋼の高温変形挙動一進歩総説, (1979), p. 19 [鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会]
- 34) 大内千秋, 大北智良: 日本金属学会報, 18 (1979), p. 432