

討29

炭素鋼 (0.036~1.09% C 含) の高温強度と延性

電気通信大学 ○ 酒井 拓 大橋 正幸

1 緒 言

炭素鋼の熱間加工性を調べる基礎的研究として、そのオーステナイト(γ)域での変形挙動を引張試験と組織の観察によって調査し、そこでの変形特性を明らかにしようとして一連の研究を行なってきた^{1,2)}。本報告は、炭素鋼の γ 域での変形挙動(強度と延性)がC量により如何なる影響を受けるかを、温度とひずみ速度とC含有量を広範囲に変えて調査し、合せて γ 域での変形を支配している機構について検討を加えたものである。

2 実験方法

表1 供試鋼の化学組成(wt%)と結晶粒径(μ)

供試鋼の化学成分および結晶粒径を表

1に示す。いずれも小型溶解材であり、熱間鍛造と圧延後冷間圧延により最終厚さ0.25mmの薄板としたものから、平行部寸法25×3×0.25mmの肩付試験片を圧延方向に切り出した。高温引張試験は既報の2種類の装置を用いて真空中で行な

Designation	C	Si	Mn	P	S	Initial grain size (μ)
0.036% C-Fe	0.036	0.028	0.27	0.007	0.003	33.5~42.3 (γ)
0.16% C-Fe	0.16	0.31	0.52	0.009	0.006	23.0~68.6 (γ)
0.28% C-Fe	0.28	0.32	0.50	0.007	0.007	43.4 (γ)
0.53% C-Fe	0.53	0.45	0.50	0.008	0.009	29.0~62.0 (γ)
0.67% C-Fe	0.67	0.45	0.49	0.008	0.014	57.5 (γ)
1.09% C-Fe	1.09	0.63	0.49	0.008	0.017	44.0~73.0 (γ)

った³⁾。これらの装置は試験片を高温度変形後、瞬間的に水素ガスを噴射させて急冷することができる。試験片は鋼種によって異なるある最高加熱温度で10mm間保持して安定な γ 粒組織とした後、任意の温度まで炉冷し再び10mm間保持後引張試験された。用いた初期ひずみ速度は18/secから 2.73×10^{-5} /secである。

3 実験結果と検討

3.1 高温変形応力

まず0.036% C鉄の高温変形挙動の特性を調べた結果を示し、その後他の炭素鋼の結果をまとめて示すことにする。図1は0.036% C鉄の α 、 γ 両域の代表的真応力-真ひずみ(σ - ϵ)曲線を示すが、両域の曲線形状には明瞭な違いが認められる。 α 域の σ - ϵ 曲線は低ひずみで著しい加工硬化を示すが、高ひずみではほぼ一定応力の変形を示すのに対して、 γ 域では応力の振動現象が現われる。高温度下の σ - ϵ 曲線の形状を表わす因子として、荷重極大点を示す真ひずみ ϵ'_M

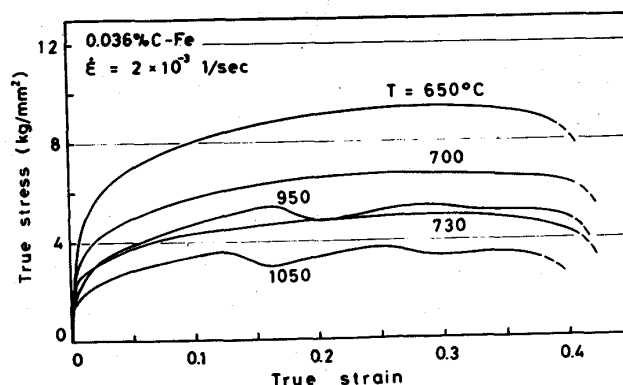


図1 0.036% C鉄の真応力-真ひずみ曲線

と ϵ'_M までの低ひずみ域で求まる平均ひずみ硬化指数 $n (= d \log \sigma / d \log \epsilon)$ とが考えられる⁴⁾。図2は α 、 γ 両域で温度とひずみ速度を広範囲に変えて求めた n と ϵ'_M とを最大変形応力(γ 域では第1極応力) σ_M に対し整理したものである。これより、 α と γ の領域の違いによらず、 n と ϵ'_M はともに用いた温度やひずみ速度によらずほぼ一義的に σ_M (したがって式(1)の Z)で整理されること、そして ϵ'_M は実験範囲内で n より常に小さいことは、他の鉄合金に関する結果と同じである⁴⁾。しかし、 n 、 ϵ'_M と σ_M との関数関係は α と γ の各領域で異なり、同じ σ_M 値に対する n と ϵ'_M は γ 域の値がより大きい。

図3は α ($\alpha + \gamma$) 域の最大応力または γ 域の第1極大応力 σ_M の温度とひずみ速度による変化を示す。 γ 域の σ_M は α 域のそれより大であること、その結果 σ_M は A_3 点附近で著しい不連続変化を示すことは、これまでの多数の研究結果と同じである。応力の不連続な変化量はひずみ速度の増加に伴い増加している(図4参照)。以上の諸結果より、 α 、 γ 両領域での変形は互いに異なる機構により支配されることが推察される。

γ 域の変形について、 σ_M の温度とひずみ速度による変化がある1つの熱活性化過程により支配されると仮定して求めた変形のための見かけの活性化エネルギー Q_0 は3~12 kg/mm²の応力範囲でほぼ一定値 74 ± 2.5 kcal/molを示した。この Q_0 値を用いて計算した温度補償ひずみ速度因子 Z (式(1))と σ_M の関係を表わす応力関数としては、今回の全試験範囲のデータを整理する場合はsinh関数が適当であるが、一方約11 kg/mm²以下の応力を生ずる試験範囲に限れば、べき関数でも十分に近似できた。ここでは、より簡単な形のべき関数で変形方程式を表示することにする。すなわち、

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_0}{RT}\right) = A \cdot \sigma_M^m \dots\dots (1)$$

定数 m は5.8であるが、これは鉄や極軟鋼の γ 域のねじり試験やクリープ試験から得た値とほぼ等しい値である。

γ 域の $\sigma - \epsilon$ 曲線の形状は温度とひずみ速度により大きな変化を示すが、その曲線形状は第1極大応力を示すひずみ ϵ_M 、定常状態変形の開始または第1極小応力を示すひずみとの差 ϵ_x 、応力の振動の大きさを表わす $\Delta\sigma_B$ 、 $\Delta\sigma_H$ などにより表示できる¹⁾。これらの諸因子と Z または σ_M との関数関係は、前報の0.16% C鉄に関する結果¹⁾と酷似すること、また式(1)の Q_0 は拡散のための活性化エネルギー Q_{ad} とほぼ等しい値であることから(表2)、0.036% C鉄の高温変形は0.16% C鉄のそれと同じく動的再結晶過程により律速されると推定される。

純鉄の α 相常磁性域の変形方程式⁵⁾と0.036% C鉄の

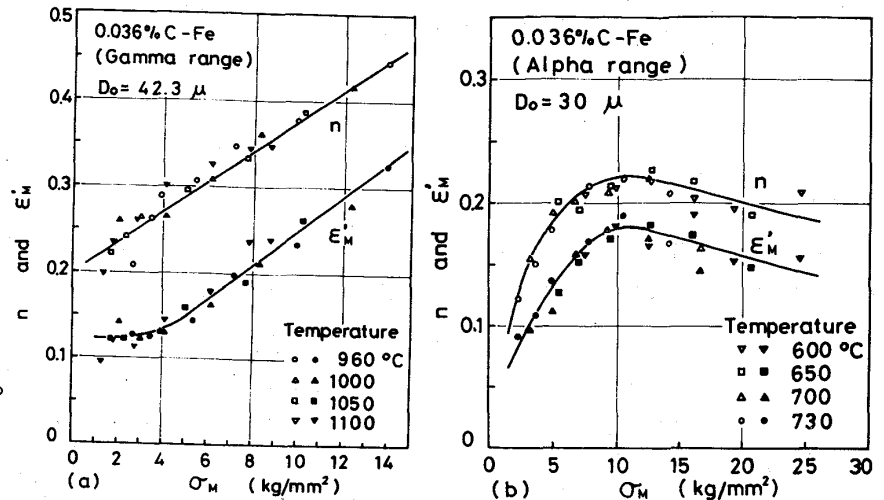


図2 n 、 ϵ'_M と σ_M との関係 (a) γ 領域、(b) α 領域

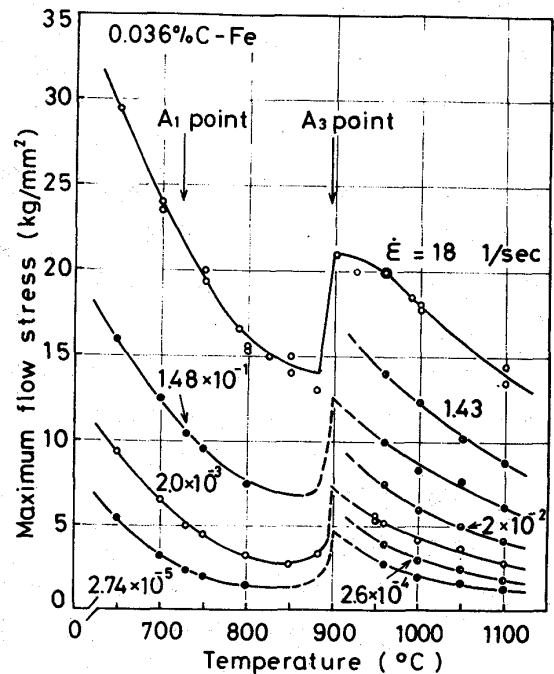


図3 σ_M の温度とひずみ速度による変化

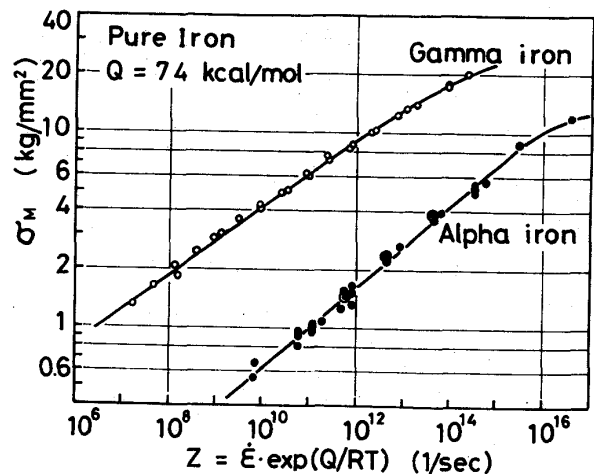


図4 純鉄の σ_M と Z との関係

r 域のそれとを比較すると、両者の Q_0 は約74 kcal/molで等しいことから、この Q_0 を用いて計算した Z に対しそれぞれの σ_M を再整理した結果を図4に示した(図5の σ_M -C曲線の縦軸への外挿から予想される純鉄の σ_M は、0.036% C鉄のそれとほぼ等しいと做せる)。図の任意の Z に対する σ_M は、同じ温度とひずみ速度で試験したときの r 相と α 相の σ_M 差を示すことになる。著者らはこれまでの鉄、鉄合金に関する実験結果を検討して、鉄の高温変形中に生ずる動的復旧過程は、 α 域では回復であり^{8,9)}、 r 域では再結晶であろうと推定している^{1,2)}したがって、図4における α 、 r 両相間の σ_M 差は、この動的復旧過程の違いに起因して現われたものと考えられる。

表2 炭素鋼の式(1)における各定数

Designation	0.036%C-Fe	0.16%C-Fe	0.53%C-Fe	1.09%C-Fe
log A	6.45	5.95	5.4	5.75
m (Stress range) (kg/mm ²)	5.8 (1.3< σ <11)	5.4 (1.6< σ <12)	5.3 (1.3< σ <12)	5.15 (1.5< σ <12)
Q_0 (kcal/mol)	74 $\pm$ 2.5	68.5 $\pm$ 1.6	63.8 $\pm$ 1.5	65.2 $\pm$ 1.0
Q_{sd} (kcal/mol)	67.0	61.5	54.0	54.0

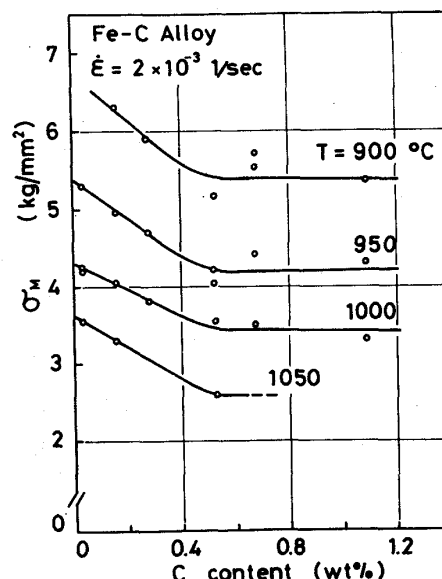
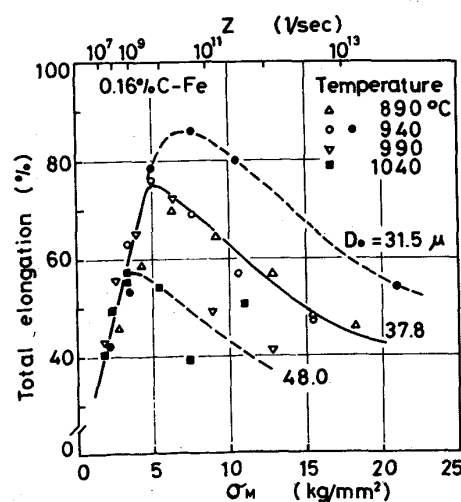
3.2 変形応力におよぼすC含有量の影響

0.16~1.09% C鉄の高温変形特性を調べた結果の詳細は省略するが、そこで得られた結論の1つは、それらの r 域での変形挙動は酷似している点である。各鋼の変形方程式を式(1)で近似したときの定数を表2に示す。各鋼の σ - ϵ 曲線の形状は温度とひずみ速度に対しほぼ類似した特徴的变化を示すこと、また各鋼の Q_0 はそれらの拡散のための値 Q_{sd} とほぼ等しいことから(表2)、炭素鋼の r 域の変形はC含有量によらず動的再結晶過程により律速されると推定される。

図5は r 域の σ_M とC含有量の関係を示す。図5で認められる固溶体軟化現象は今回の全試験範囲で観察されたが、いずれの場合も σ_M の減少量は低C域ではC量に伴い増加するが、約0.5 wt% C以上になるとほぼ一定値を示した。各鋼の変形方程式を式(1)で近似した場合の定数 Q_0 、A、mは、C量の増加に伴いいずれも減少している(表2)。したがって式(1)より、炭素鋼における固溶体軟化は、C添加に伴う Q_0 の減少量がA、mのそれらより大きいために現われたと考えられる。またMeadら⁸⁾の測定している炭素鋼の r 域での Q_{sd} は、式(1)の Q_0 とほぼ同じ大きさを示し、しかもC添加に伴う Q_0 と Q_{sd} の減少傾向は図5の σ_M のC添加に伴う変化とほぼ類似することが認められる(表2)。以上の検討結果より、炭素鋼の r 域における固溶体軟化現象は、C添加による動的再結晶の促進作用に起因して変形応力が減少する結果起こったものと考えられる。

3.3 高温延性

図6は0.16% C鉄の r 域の全伸びを σ_M または Z に対し整理したものである²⁾。これより、全伸びは初期結晶粒径 D_0 を一定とすれば、実験に用いた温度やひずみ速度によらず σ_M または Z のみの関数で表わせること、低 Z 域の全伸びは D_0 依存性をほとんど示さぬのに対し、高 Z 域の全伸びは D_0 の増加に伴い大きな減少を示すことが注目される。

図5 σ_M とC含有量との関係図6 全伸びと σ_M または Z との関係

変形組織と破断部近傍の組織の観察結果から^{1), 2)} 低Z域の全伸びは変形中に生ずる動的再結晶組織と密接に関係することがわかった。すなわち、低Z域の変形では、低ひずみから動的再結晶が十分に起こってクラックの形成または成長が阻止されること(図7), またZの増加に伴い動的再結晶組織は細粒化することが原因して全伸びは増加すると考えられる。その結果、全伸びは D_0 依存性をほとんど示さないと考えられる。

図7は0.16% C鉄のひずみ硬化指数 n と第1極大応力を示すひずみ ϵ_M (動的再結晶の開始ひずみとほぼ等しい¹⁾)の σ_M またはZに対する変化を示す。低Z域における ϵ_M は n より十分小さいから、初期加工硬化域で求めた n 値は動的再結晶が生じた後のくびれ開始ひずみとは等しくなろう。一方、 ϵ_M はZの増加に伴い n に急速に近づき、高Z域では n より大きな値を示すようになる。これより、高Z域の変形では動的再結晶の影響が十分現われないうちに不安定変形が始まるので、全伸びは増加しなくなると考えられる。そのため、高Z域の全伸びは D_0 の増加に伴い大きな減少を示すようになる。

他の炭素鋼の全伸びに関する結果は図6とほぼ類似の傾向を示した。動的再結晶の影響を十分受けるため D_0 依存性をほとんど示さないと考えられる低応力(低Z)域の全伸びに注目すると、同じ変形応力を示すときの全伸びはC含有量の増加に伴い増加した(表3)。この結果は前項の検討結果と同じく、C添加に伴い空孔の拡散速度が増加し、動的再結晶が促進されることに起因していると考えられる。

4 ま と め

$\sigma - \epsilon$ 曲線が試験条件($T, \dot{\epsilon}, D_0$)により1つの極大応力または数回の応力振動を示した後定常状態変形を示すこと¹⁾, r 域の変形応力は α 域のそれより大きいこと、固溶体軟化現象が出現するなどの諸特性は、いずれも炭素鋼の r 域の変形は動的再結晶過程により律速されると考えれば説明できることがわかった。さらに、高温延性(全伸び)の温度とひずみ速度による変化も、動的再結晶過程によってある程度支配されることが推察された。

終りに本研究の1部は、日本鉄鋼協会石原・浅田研究助成金によって行なわれたことを記し、感謝の意を表します。

文 献

- 1) 作井, 酒井, 武石: 鉄と鋼, 62(1976), 856; 作井, 酒井; 同左, 63(1977), 285; S.Sakui, T.Sakai and K.Takeishi: Trans. ISIJ, 17(1977), 718
- 2) T.Sakai and K.Takeishi: Proc. 18th. Jap. Congr. Mater. Res. (1975), 63
- 3) 作井, 酒井, 村瀬: 日本金属学会誌, 39(1975), 535; 作井, 酒井; 同左, 40(1976), 263
- 4) 酒井: 日本金属学会春期講演概要集, (1978), 122
- 5) 作井, 酒井, 沢田: 日本金属学会誌, 40(1976), 1284
- 6) H.W.Mead et al.: Trans. Met. Soc. AIME, 206(1956), 1336

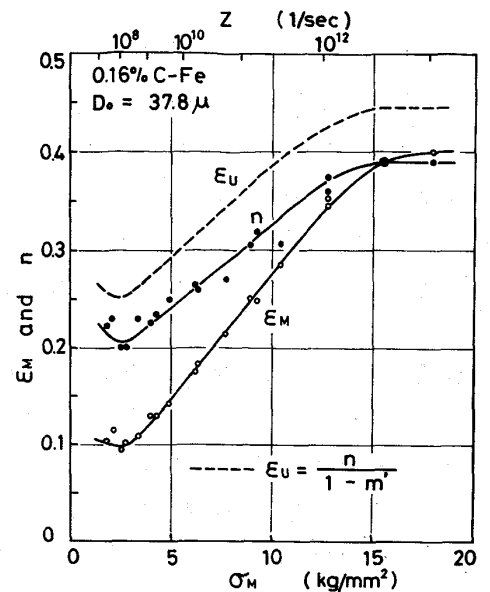


図7 n, ϵ_M と σ_M または Z との関係

表3 $\sigma_M = 2, 3 \text{ kg/mm}^2$ を生ずる変形条件下における全伸び

Disignation	Total elongation (%)	
	$\sigma_M = 2 \text{ kg/mm}^2$	$\sigma_M = 3 \text{ kg/mm}^2$
0.036% C-Fe	37.5	44
0.16% C-Fe	43	53.5
0.53% C-Fe	59	64.5
1.09% C-Fe	60	64