

(討14) 炭素鋼のオーステナイト領域における変形機構と延性との関係

電気通信大学
三菱重工業(株)○酒井 拓 大橋 正幸
武石 和夫

1 緒言

鉄鋼の熱間加工に関する研究は変形抵抗に関するものに比べ、もろ一つの重要な因子である材料の変形能または延性に関する研究報告はそれほど多くない。その原因として第1に高温延性または変形能の評価法が定まっていないうこと、第2に影響を与える力学的、材料学的因子が多数あること、第3に高温変形組織の直接観察が極めて困難であることなどが考えられる。著者らは特に第3の問題を解決できる実験装置と技術の開発によって鉄鋼の熱間加工に関する研究を進めていたが、本報告は0.16%炭素鋼のオーステナイト(以後 γ)領域における変形機構と延性との関係を調査したものである。

2 試料および実験方法

試料は炭素を0.16%含む脱酸鋼(Si:0.31, Mn:0.52, P:0.008, S:0.006)で厚さ3mmに熱間圧延されたものを中間焼鈍をばさんで最終板厚0.25mmに冷間圧延し、それよりFig.1に示す2種類の試験片を切り出して用いた。

高速試験($\dot{\epsilon} = 18 \text{ sec}^{-1}$)にはドロップハンマー型、中間速度から極低速試験($1 \sim 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$)にはねじ駆動型の可変負荷速度試験機を使用した。両試験機はいずれも試験片を高温変形後瞬間的に水素ガスによって急冷できる装置を備えている。急冷によって高温変形組織を固定した各試験片については、表面活性剤を加えたピクリン酸飽和水溶液で腐蝕することにより変態前の旧 γ 粒界を現出させ光学顕微鏡で観察した。

THICKNESS = 0.25 mm

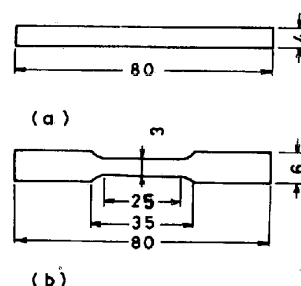


Fig.1 Specimen (in mm) for (a) structure observation and (b) mechanical test.

3 実験結果と考察

3-1 塑性変形応力とひずみとの関係

Fig.2(a)は γ 領域における公称応力-公称ひずみ曲線の代表的例で、Fig.2(b)は(a)の曲線から変形中の断面積減少が均一に起こると仮定して求めた真応力-真ひずみ曲線である。これら σ - ϵ 曲線の特徴は立上りに著しく加工硬化してから比較的低下ひずみで極大応力を示した後軟化(1)しながら極小値をとり、再び硬化しながら極大値を示すという振動を2~3回繰返して破断に至っているが、この応力振動を無視すれば初期極大応力に達した後はほぼ一定応力状態の変形が続いているとみる事ができる。初期極大応力またはその後の変形応力の温度はらびにひずみ速度依存性(その詳細な内容については他の機会に発表する予定である。)が熱的活性化による単一の速度過程にしたがって変化すると仮定して求めた活性化エネルギーは 2 kg/mm^2 から 10 kg/mm^2 の応力範囲内で 68.5 kcal/mole と一定値を示した。これは0.16%炭素鋼中のFe原子の自己

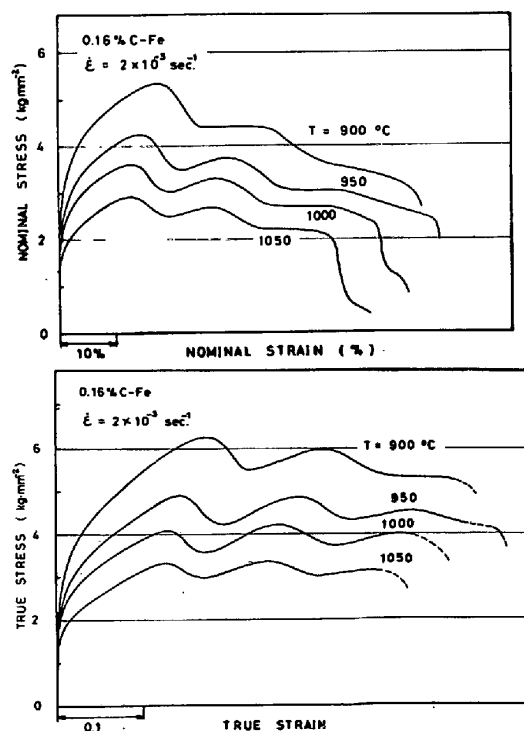


Fig.2 (a) Nominal σ - ϵ curves and (b) true σ - ϵ curves in the γ range of 0.16% C steel.

拡散エネルギー 62 kcal/mole にほぼ等しい³⁾ことから、 γ 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って支配されていると結論できる。

一方試験片の全伸びは低ひずみ速度域ではひずみ速度の増加とともに増加し、 $10^2 \sim 10^3 \text{ sec}^{-1}$ で最大値を示した後それ以上の高ひずみ速度域では減少していった。Fig.3。一般に高温延性まは全伸びは温度の上昇とともにまたひずみ速度の増加とともに増加していくことが多いが、Fig.3の結果はこのような一般的傾向とは一致しなかった。低温域の高速度引張試験では塑性波伝播に基づく伸びの不均一性と全伸びの減少することが報告されている⁵⁾が、この現象は高温引張試験ではより低速度側で発生するであろう。しかしKarmanの理論をFig.1(a)に適用して求めた臨界衝撃速度 (10 m/sec のオーダー)は、Fig.3の全伸びが最大となるときの引張速度 ($10^2 \sim 10^3 \text{ m/sec}$) と極端に異なった値を示した。

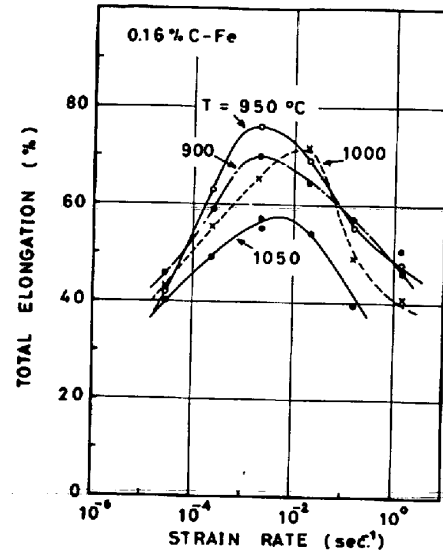


Fig.3 The change of total elongations with test temperature and strain rate.

3-2 変形組織の観察

試験片を高温変形後瞬間急冷して得たマルアサイト組織から前記の腐蝕法によって旧 γ 粒界を現出させ、その γ 粒の形状や大きさの変形に伴う変化を観察した。代表的な変形組織をPhoto.1に示す。写真の(a), (b)はいずれも 950°C , 18 sec^{-1} で50%の変形を与えた試験片の急冷内部組織であるが、(a)は変形後瞬間急冷させたものであり、(b)は0.2 sec後に急冷させたものである。変形前の結晶粒径はほぼ $30 \mu\text{m}$ で等方的であったが、50%の変形によって結晶粒径は引張方向に伸びるとともに粒界が凹凸化し、局部的には粒界近傍に微細粒が認められる。Photo.1(a)より0.16%炭素鋼の γ 領域における変形組織は今回用いた実験条件によって固定できたと著者は判断している。しかしPhoto.1(b)はその高温変形組織が変形後0.2 sec以内で静的復旧過程に基づく組織変化を起こし破壊されたことを示している。これは従来高温変形組織を固定するために行なわれてきた各種冷却方法ならびにそれらの条件が⁽⁶⁾⁽⁷⁾⁽⁸⁾ 今回の実験条件に比べ十分なものではなかったことを示している。

変形組織はひずみ速度と温度とによって大きく変化したが、その代表的例をPhoto.2に示した。初期極大応力までの加工硬化領域における組織は変形前のものとほぼ似かよっていたが、その後の軟化過程で著しい組織変化を示した。



(a) Tensile direction.



(b)

Photo.1 Deformation structures at 950°C and 18 sec^{-1} ; delay time in quenching is (a) 0 sec. and (b) 0.2 sec..

Photo. 2 からわかるように低ひずみ速度域では結晶粒の粗大化が起り、高ひずみ速度域では細粒化が起きているが、いずれも高ひずみになると結晶粒は等方的でそのひずみ速度によって決まるほぼ一定した大きさになった。この最終結晶粒径 (D) と初期極大応力 (σ_{H1}) とは温度とひずみ速度に関係なく、 $\sigma_{H1} = A + B \cdot D^{-1}$ (A, B は定数) なる関係式で整理できたことから²⁾、0.16%炭素鋼の γ 領域における変形抵抗はFe原子の自己拡散に基づく動的再結晶過程によって決定されていると結論できる。

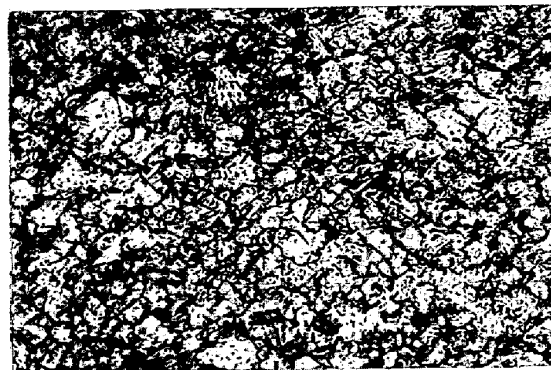
3-3 変形機構と延性との関係

金属の高温変形では結晶粒界にクラックやボイドが発生し易くなるが、動的再結晶はこのような初期クラックを孤立化し、したがって伝播させない可能性が考えられる。

Photo. 3 (a), (b) は代表的な破断直前の変形組織を示している。(a) は局部的せん断変形が動的再結晶に基づく細粒化を引き起こした例を示し、(b) は主クラックがまさに伝播して結合しようとする直前の組織であるが、主クラック近傍の結晶粒径 ($20 \sim 60 \mu$) は母地の平均結晶粒径 (約 100μ) より小さくなっており、また微細クラックはすべて粒界上に発生していることがわかる。以上より高温変形による破断部近傍または主クラック近傍では動的再結晶に基づく細粒化が起り、その結果初期クラックやボイドは孤立化し伝播できない場合 (Photo. 3 (a)) と、新しく形成された結晶粒界にそって主クラックが伝播していく場合 (Photo. 3 (b)) とが考えられるが、いずれの場合も材料の全伸びを増加させる原因とはなり得る。また粗大粒より細粒試験片の方が全伸びまたは延性が大きいという一般的傾向は、今回の実験ではひずみ速度の増加とともに組織が粗粒化から細粒化へと変化したことから、ひずみ速度が増すにつれて全伸びも増加していくことを予想させる。

金属の低温引張試験における全伸びは均一変形伸びまたは局部収縮開始ひずみにより決定されることが多い。真応力-真ひずみ曲線が、 $\sigma = F \cdot \epsilon^n$ なる n 乗硬化則で近似できる場合、均一伸び (ϵ_N) は定数 n によって表わされ、 $\epsilon_N = n$ なる関係が成立する。そこで初期極大応力までの真応力-真ひずみ曲線を $\sigma = F \cdot \epsilon^n$ で近似させ、得られた n を ϵ_N 値として初期 (または第2, 第3の) 極大応力を示すときのひずみ ϵ_{H1} (または $\epsilon_{H2}, \epsilon_{H3}$) とともに Fig. 4 に示した。

10^2 sec^{-1} 以下の低ひずみ速度域における ϵ_{H1} は ϵ_N のほぼ $1/2$ 倍



(a)

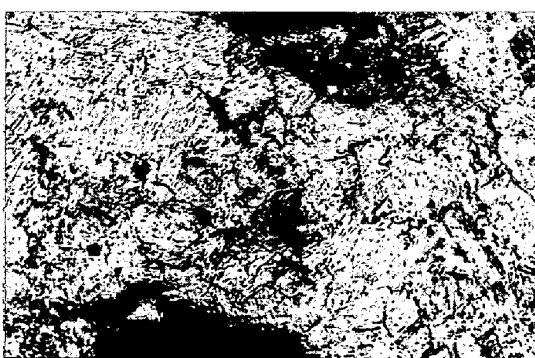


(b)

Photo. 2 Deformation structures at 950°C, (a) $\dot{\epsilon} = 10^1 \text{ sec}^{-1}$, $\epsilon = 56\%$ (b) $\dot{\epsilon} = 10^4 \text{ sec}^{-1}$, $\epsilon = 52.5\%$.



(a)



(b)

Photo. 3 Deformation structures and cracks near the rupture part at 950°C, (a) $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^2 \text{ sec}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon} = 1.48 \times 10^4 \text{ sec}^{-1}$.

どである。動的再結晶に基づく組織変化の開始ひずみ (ϵ_{M1}) が不安定変形の開始ひずみ (ϵ_N) よりも十分小さい場合、その組織変化に基づいて ϵ_N 値も変化すると考えられるからこの場合の ϵ_N 値は全伸びとは何の関係もない。一方ひずみ速度が 10^{-1}sec^{-1} になると $\epsilon_N \approx \epsilon_{M1}$ となり、 10^0sec^{-1} では $\epsilon_N < \epsilon_{M1}$ と予想される。すなわち高ひずみ速度域では組織変化の開始ひずみ (ϵ_{M1}) が不安定変形の開始ひずみ (ϵ_N) に近づくかまたはそれよりも大きくなり、破断前に動的再結晶に基づく組織変化の起こる可能性が減少するかまたは無くなっていく。以上の考察を要約すると低ひずみ速度域では動的再結晶に基づき全伸びが増加する可能性があるのに対し、高ひずみ速度域では一般の引張試験で現われる不安定変形が動的再結晶の生ずる前に起ってしまうため全伸びは増加しないと考えられる。

3-4 高温クラックの発生と伝播

熱間加工中の高温クラックの発生と伝播に関する系統的研究はこれまであまり報告されてはいない。著者はこの問題を 0.70% 炭素鋼 (P:0.003, S:0.016, Si, Mn, Cu; tr.) を用いて実験調査を始めた。Fig. 5 は全伸びと初期極大応力との関係を示したもので、これらの関係が温度とひずみ速度によらず一義的に決まり、 $\sigma_{M1} = 7.5 \text{ kg/mm}^2$ 付近で明瞭なる延性・脆性遷移現象を起こしていることを示している。この遷移現象を境としてクラックの形態、発生条件また伝播過程もそれぞれ異なっていることが判明したので、これらの結果についても合わせて報告し広く御批判を仰ぎたいと思っている。

謝辞

本報告は東京理科大学作井誠太教授の指導の下で開始された研究の継続したもので、本実験中も先生には終始御鞭撻頂き有益な御助言と御検討をして頂いたことに対し深く感謝しております。

文献

- 1) 作井・涌井； 鉄と鋼 59 (1972) A-91
- 2) 涌井・武石・縣； 金属学会春期講演集 (1974) 195
- 3) H.W. Mead *et al*； Trans. AIME, 206 (1956) 1336
- 4) W.J. McG. Tegart； Ductility (1968) 133, ASM
- 5) T. von Karman *et al*； J. Appl. Phys., 21 (1950) 987
- 6) M.J. Luton *et al*； Acta Met., 17 (1969) 1033
- 7) D.M. Keane *et al*； Iron and Steel, Special Report, 108 (1968) 21
- 8) F.E. White *et al*； *ibid*； 108 (1968) 14
- 9) J.H. Hollomon； Metals Technology, 12 (1945)

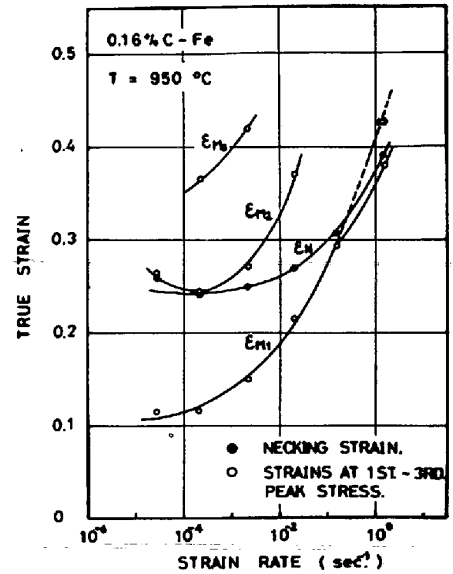


Fig.4 Strain rate dependences of necking strain (ϵ_N) and strains at 1st.~3rd. peak stress ($\epsilon_{M1} \sim \epsilon_{M3}$) at 950 °C.

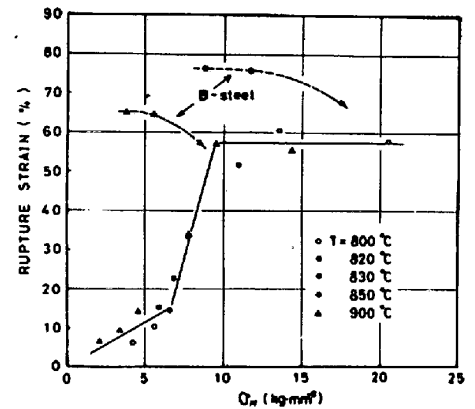


Fig.5 The relation between 1st. peak stress and rupture strain of 0.70% C steel.