

共析鋼のオーステナイト領域における 延性と破断挙動

/////////
論 文
/////////

大橋 正幸*・遠藤 孝雄*²・酒井 拓*³

Hot Ductility and Fracture of an Eutectoid Carbon Steel in the Austenite Range

Masayuki Ohashi, Takao ENDO and Taku SAKAI

Synopsis:

The hot ductility and fracture behaviour of an eutectoid carbon steel in the austenite range were studied by tensile tests in a wide range of strain rates from 10^{-5} s^{-1} to 1 s^{-1} . Flow curves and ductility (elongation to failure ϵ_f) were expressed uniquely by a parameter $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$ or stress peak σ_p , Where R and T have usual meanings and Q is 270 kJ/mol. The ϵ_f versus σ_p (or Z) curve showed a remarkable transition from low to high ductility in a range of σ_p between 55 MPa and 80 MPa. This result is associated critically with the relative difference between the nucleation strain of intergranular crack ϵ_c and that of dynamic recrystallization ϵ_r . In the range of low ductility, where $\epsilon_c \ll \epsilon_r$, intergranular cracks can be nucleated at the initial grain boundaries and propagated easily along them. In the transition range from low to high ductility, where $\epsilon_c \geq \epsilon_r$, the initiations of cracks and dynamic recrystallization take place simultaneously and then cracks become isolated apart from the new grain boundaries and can not grow, leading to increasing ductility. In the range of high ductility, where $\epsilon_c \gg \epsilon_r$, dynamic recovery and subsequent dynamic recrystallization can make initial grain boundaries serrated and cause the sliding of them to prevent, leading to no crack initiation in low strains.

Key words: hot working; eutectoid carbon steel; ductility and fracture; intergranular crack; grain boundary sliding; dynamic recrystallization.

1. 緒 言

鉄鋼のオーステナイト領域における塑性加工中に生ずるマイクロクラックは、その高温加工性を低下させるだけでなく欠陥製品の生産に連がることになる。したがって、高温加工中のマイクロクラックの形成過程の解明と高温延性の支配因子を明らかにすることは工業上重要な問題である。クリープ変形下の高温破壊に関する研究はこれまでも数多くなされており、幾つかの破壊機構も提唱されているが¹⁾、鉄鋼の制御圧延のような実際の操業で用いられている高速度変形下の高温破壊挙動と延性ならびに組織変化の関係を系統的に調査した報告は少ないようである^{1)~5)}。また、近年広く採用されている連続鍛造下で生ずる鋼片表面上のきずや割れは、低速変形下の延性低下と破壊の問題であり、その原因と機構の解明

が待たれている^{3)~5)}。

本研究は、鉄鋼の高温変形下で生ずる破壊の原因と延性の支配因子を明確にする目的で、モデル材として非脱酸共析鋼を選び、そのオーステナイト領域での高温変形特性を引張試験によつて調査しようとするものである。高温変形曲線と破断伸びならびにクラックを含む微視的組織の温度とひずみ速度に伴う変化を系統的に調査する。なお、粒界析出物の高温延性におよぼす影響を調べる目的で、比較材として Si, Mn で脱酸したほぼ同じ C 量を有する共析鋼についても高温変形特性を調査する。それらの結果をもとに、クラックの形成、成長過程と高温延性との関係ならびにそれらにおよぼす動的再結晶の影響を検討し、それらの間に密接な相互関係が存在することを明らかにした。

昭和 62 年 3 月 17 日受付 (Received Mar. 17, 1987)

* 電気通信大学工学部 (現: 京浜発條(株)) (Faculty of Engineering, The University of Electro-communications, Now Keihin-Hatsujo Co., Ltd.)

*² 横浜国立大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Yokohama National University)

*³ 電気通信大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Electro-communications, 1-5-1 Chofugaoka Chofu, Tokyo 182)

Table 1. Chemical composition of steels tested (mass %).

Disignation	C	Si	Mn	P	S	O	Sol. Al
A Steel	0.72	tr	tr	0.005	0.017	0.0204	0.050
B Steel	0.71	0.46	0.51	0.010	0.016	0.0174	0.001

2. 実験方法

実験材料の非脱酸、脱酸両共析鋼（以下、前者をA鋼、後者をB鋼とよぶ）は、電解鉄をもとに高周波誘導炉で溶解鑄造して15 kg鋼塊としたものから作製した。両鋼の化学組成をTable 1に示す。これらの鋼片を1473 Kで熱間鍛造と圧延により厚さ3 mmの板とした後、冷間圧延と中間焼鈍により厚さ0.25 mmの薄板を作製した。これより平行部長さ25 mm、幅3 mmの肩付型試験片を圧延方向に切削加工後、1330 Kで1.8 ksの最終焼鈍を施し実験に供した。

引張試験には自作のねじ駆動型の可変負荷速度試験機を用いた。試験装置と試験方法の内容は他で詳しく述べている⁶⁾⁷⁾。オーステナイト領域の1073 Kと1173 Kの両試験温度まで1 ks以内で加熱し、600 s保持後初期ひずみ速度を $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から 1.4 s^{-1} まで広範囲に変えて、真空度 $5 \times 10^{-3} \sim 10^{-2} \text{ Pa}$ の真空中で引張試験を行った。任意のひずみまで変形後除荷し急冷した試験片について、その表面に現れた変形組織と縦断面内のクラックを観察した。後者の観察については、まず試験片を銅めつきで表面被覆を施してから板幅中央部まで機械研磨した後、バフ研磨とモーリス液¹³⁾による電解腐食を5~6回繰り返す、引張方向に平行な縦断面内に存在するクラックを現出させた。これらの各試験片についてクラックの形態と形成場所や分布状態ならびにそれらのひずみに伴う変化を調査した。

3. 実験結果と考察

3.1 高温変形曲線と破断伸び

Fig. 1は非脱酸鋼であるA鋼の1173 Kにおける公称応力-公称ひずみ($\sigma_0-\epsilon_0$)曲線の初期ひずみ速度に伴う変化を示す。最大変形応力すなわち引張強さは著しいひずみ速度依存性を示すと同時に、変形曲線の形状ならびに破断伸びもひずみ速度とともに顕著な変化を示している。 $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 以上の高ひずみ速度下の変形曲線は、いずれも最大応力に達してから明瞭な軟化を示し、比較的大きな伸びを示し破断に至っている。このような $\sigma_0-\epsilon_0$ 曲線（以後、これをS (Softening)型変形曲線と呼ぶ）は変形中に動的再結晶が生ずる場合に現れることが知られている⁷⁾⁹⁾。これに対し、ひずみ速度が $2 \times$

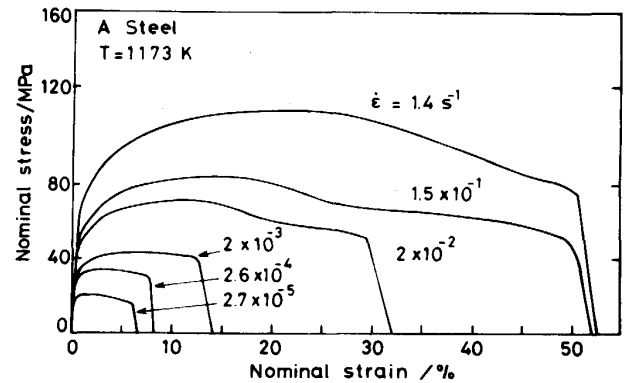
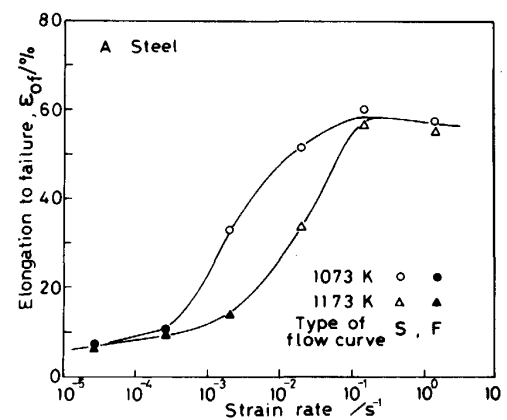


Fig. 1. Strain rate dependence of nominal stress-nominal strain curves for A Steel at 1173 K.

Fig. 2. Strain rate dependence of elongation to failure ϵ_{of} for A Steel at 1073 K and 1173 K. Open and solid marks indicate a softening type and a flat type of flow curve, respectively.

10^{-3} s^{-1} 以下になると、変形曲線は比較的低ひずみで最大応力に達した後ほぼ一定応力かわずかな応力低下を示し、低ひずみで破断している（以後これをF (flat)型変形曲線と呼ぶ）。

1173 Kにおける破断伸び ϵ_{of}^* のひずみ速度に伴う変化を1073 Kの結果とともにFig. 2に示す。図中の白丸、黒丸印はそれぞれS型、F型変形曲線が現れたことを示す。低ひずみ速度の変形下では、いずれもF型の変形曲線を示し破断伸びは小さい。ひずみ速度の増加に伴いS型変形曲線が現れるとともに破断伸びは急増し、さらに高ひずみ速度下の変形曲線における破断伸びは飽和しほぼ一定値を示すようになる。温度の増加はS型変形曲線が出現するひずみ速度を増加させ、破断伸び-ひずみ速度曲線を高ひずみ速度側に移行させる結果となっている。

Fig. 3は破断伸びを引張強さ σ_{op} または温度補償ひず

* 破断伸び ϵ_{of} は試験片平行部間に罫書いた20 mm間隔の標線の変化から求めた。

み速度 $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$ に対し再整理した結果を示す。ここで Q は変形のための見かけの活性化エネルギー、 R は気体定数である。Fig. 3 における Z は B 鋼の高温変形応力の温度とひずみ速度依存性に関する結果から求まる Q の値 $270 \text{ kJ/mol}^{9)}$ を用いて計算した。高温変形応力と Z の間には一般に一義的な関係が成立することが知られている²⁾⁷⁾⁹⁾。Fig. 3 より、破断伸びも試験温度やひずみ速度によらず Z (または σ_{op}) でほぼ整理でき

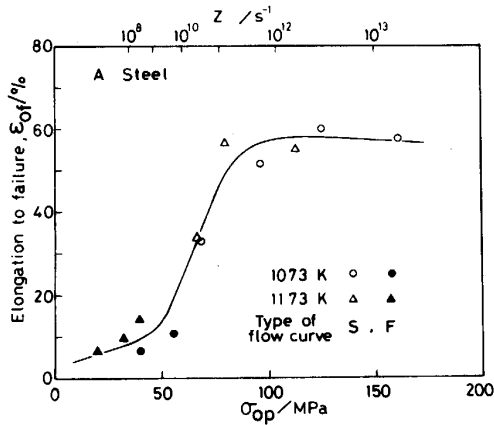
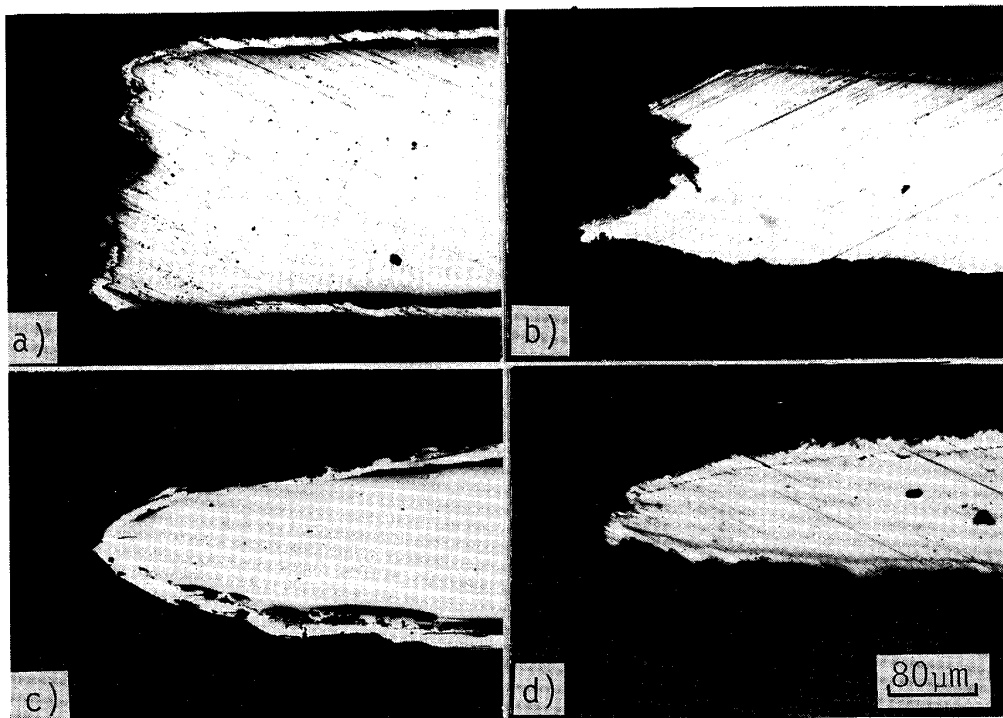


Fig. 3. The relation between elongation to failure ϵ_{of} and peak flow stress σ_{op} or a parameter $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$ for A Steel, where Q is $270 \text{ kJ/mol}^{9)}$.

ることから、高温破断伸びは変形中に働く変形機構によってある程度支配されることが推察される。このような結果は Al-Mg 合金の高温延性に関する研究でも報告されている¹⁰⁾。Fig. 3 より、破断伸びと変形応力との関係は、F型変形曲線が現れる 55 MPa 以下の低応力変形下で生ずる低延性領域、F型からS型変形曲線へ変化するに伴い破断伸びが急増する遷移延性領域、そして 80 MPa 以上の高応力を生ずる変形下で現れる高延性領域の三つに分けられる。

3.2 破断部の組織観察

Photo. 1 は 1073 K における破断試験片の縦断面形状のひずみ速度に伴う変化を示す。 $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 以上の高ひずみ速度下では、試験片全体の変形と同時に破断部近傍での変形の集中が認められ、絞りはほぼ 100% となっている。延性の遷移領域にあたる $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ では、局部収縮が破断部近くで観察されるが、絞りは高延性を生ずる変形域のものに比べ減少している。低延性領域に入る $2.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ では、板厚減少の少ない脆性的破断を示している。Photo. 2 は最も低い延性を示す $2.7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ で変形した試験片表面の破断部近傍のオーステナイト粒組織であるが、粒界上に多数のクラックが観察され、破断は粒界破壊によつて脆性的に起こることを示している。結晶粒内のすべり線模様は高延性領域にお



a) $2.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ b) $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$
c) $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ d) $1.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

Photo. 1. Changes in the longitudinal section of fracture-tip with strain rate for A Steel at 1073 K .

けるものに比べ極めて少ないこと、かつ粒界を横切るスクラッチのずれが試験片の全域で観察されたことから、全変形におよぼす粒界すべりの寄与が低延性領域では大であると考えられる⁴⁾¹⁰⁾。

3.3 マイクロクラックの発生と成長

Photo. 3 は A 鋼の 1 073 K で破断させた試験片の内部で観察される代表的クラック形態を示している。低延性領域における空胞型クラックの形成と連結によるクラック成長に対し (Photo. 3(a)), ひずみ速度が増加すると Photo. 3(b) に見られるように空胞型からくさび型クラックの形成へと形態を変化させている。さらに高ひずみ速度の変形下では、これらの粒界クラックは孤立化し引張方向に伸ばされた形態を示すようになる (Photo. 3(c))。

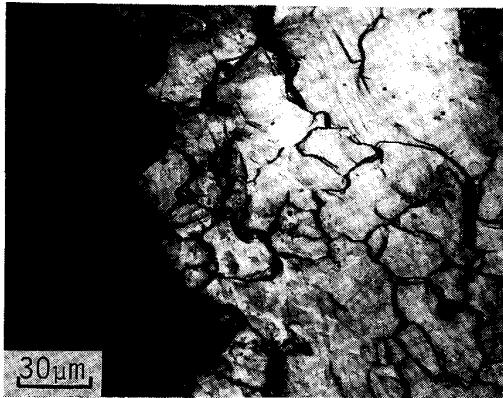


Photo. 2. Surface cracks near the fracture-tip of A Steel tested at 1 073 K and a strain rate of $2.7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.

任意のひずみまで変形後急冷した試験片について、その縦断面内に存在するクラックの最大長さを測定した。

Fig. 4 は 1 173 K で変形した各試験片で観察される最大クラック長さ l_{max} のひずみに伴う変化とそれらにおよぼすひずみ速度の影響を示している。低ひずみ速度下したがって低延性が生ずる領域では、クラックはピークひずみ ϵ_{op} (σ_{op} を示すひずみ) 付近で発生し、それ以後はひずみとともにほぼ直線的に成長しながら破断ひずみ近くで急成長し破断に至っている。これに対し、遷移延性領域におけるクラックの成長は、ひずみに対して初めは直線的であるが、高ひずみ領域ではその成長速度を低下させながら破断に至り、破断ひずみ近くでもクラックの成長は認められない。高ひずみにおけるクラック成長

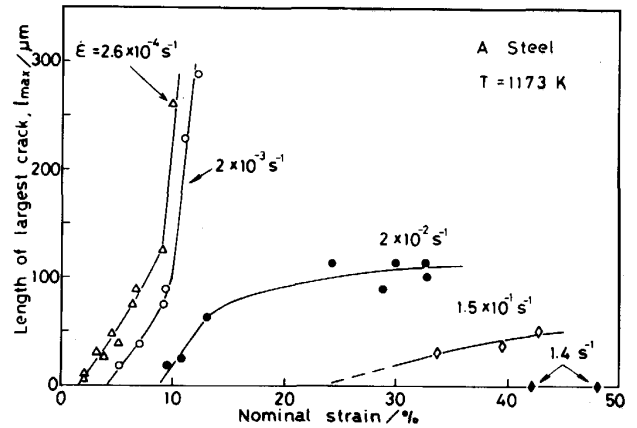
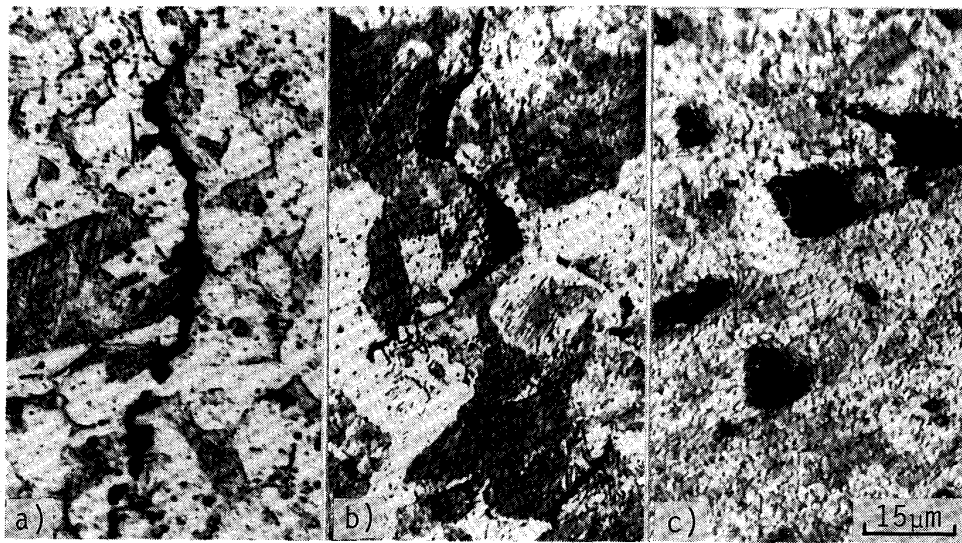


Fig. 4. Effect of strain rate on the changes in length of largest crack with straining for A Steel at 1173 K.

Tensile direction



a) $2.7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ b) $2.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ c) $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

Photo. 3. Changes in type of crack with strain rate for A Steel at 1 073 K.

に対する抑制効果はひずみ速度の増加にともない顕著となり、 1.4 s^{-1} の高速変形下ではクラックの形成自体が観察されなかつた。

3.4 動的再結晶と高温延性

炭素鋼のオーステナイト領域における変形は、動的再結晶により支配されることがこれまでの多くの研究で報告されている^{7)~9)}。この場合の σ - ϵ 曲線は、低ひずみ速度における多重ピーク（応力振動）の出現から高ひずみ速度下での単一ピーク型へと形状の系統的变化を示す^{7)~9)}。本研究における A 鋼の σ - ϵ 曲線は、Fig. 1 に見られるように、高ひずみ速度下では単一ピーク型を示すのに対して、低ひずみ速度になると多重ピークを示すことなく低ひずみで破断に至っている。これより、後者の低延性の原因は動的再結晶の出現の有無と密接に関

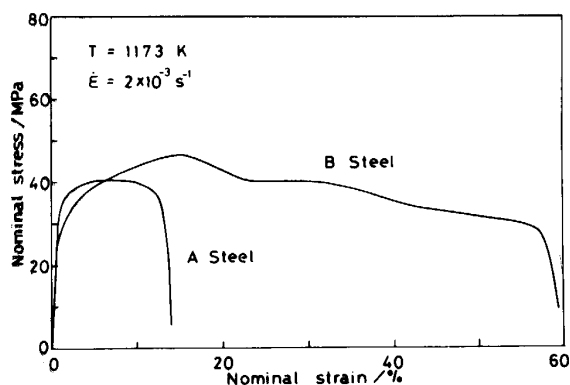


Fig. 5. Comparison of nominal stress-nominal strain curves for A and B Steels at 1173 K and at a strain rate of $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

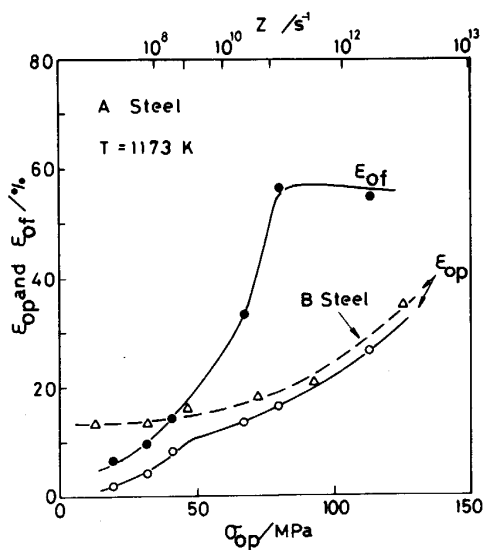


Fig. 6. The relationship between peak strain ϵ_{op} in flow curves and peak flow stress σ_{op} (or a parameter Z) for A and B steels at 1173 K (open marks). Elongation to failure ϵ_{of} is also plotted against σ_{op} for A Steel (solid marks).

係することが考えられる。そこで、A 鋼に対し Si, Mn を添加して溶解製造した脱酸鋼 B の高温変形挙動を調査し、A 鋼のそれと比較した。Fig. 5 は 1173 K , $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で引張変形した A, B 両鋼の σ - ϵ 曲線を示す。B 鋼の変形曲線は数回の応力振動を示しながら大きな伸びを示しており、予測どおり変形中に動的再結晶が起こっていることが確認された。動的再結晶の核生成は最初のピーク応力が現れるひずみ ϵ_{op} の約 5 割より開始し、 ϵ_{op} 付近で核生成頻度は最大となる⁷⁾¹¹⁾。 ϵ_{op} 以後動的再結晶粒の核生成・成長は活発に起こり、最初の応力極小値を示すひずみ以後で初期組織はほぼ消滅して材料の全領域で動的再結晶組織となることが知られている⁷⁾⁸⁾。

A, B 両鋼のピークひずみ ϵ_{op} をピーク応力 σ_{op} または温度補償ひずみ速度 Z に対し整理した結果を Fig. 6 に示す。A 鋼の破断伸び ϵ_{of} と σ_{op} との関係 (Fig. 3) も図中に示してある。動的再結晶が変形を支配していると考えられる B 鋼においては、 ϵ_{op} は σ_{op} とともに単調な増加を示しており、これまでの報告結果とも一致する⁷⁾⁸⁾。これに対し、A 鋼の ϵ_{op} と σ_{op} との関係は 55 MPa 以上の高応力を生ずる変形下では B 鋼のそれとほぼ一致するが、それ以下の低応力を生ずる変形下では A 鋼の ϵ_{op} は B 鋼の値より小さく、また異なる σ_{op} 依存性を示している。これまでの検討から、A 鋼の ϵ_{op} と σ_{op} との関係は高応力を生ずる変形下では、動的再結晶の生起によって支配されると結論できよう。低応力を生ずる変形下では、クラックの形成と成長は ϵ_{op} 付近から観察されることから (Fig. 4)、この場合の ϵ_{op} はクラックの形成ひずみにほぼ等しいと考えられる。

Fig. 3 より、破断伸びの σ_{op} に対する依存性は約 55 MPa を境に明瞭な変化を示している。しかも、低応力変形下の破断伸びは B 鋼のピークひずみより小さいのに対し、55 MPa 以上の高応力を生ずる変形下では破断伸びは両鋼のピークひずみよりも大きい。したがって、A 鋼の破断伸びはクラックの形成ひずみと動的再結晶のための臨界ひずみの大小関係によって支配されることが考えられる。すなわち、低応力変形域では初期結晶粒の粒界に沿ったすべりとクラック形成が比較的の低ひずみから生じ、変形とともにそれらが急成長することにより (Fig. 4)、材料は動的再結晶の開始前に脆性的に破断する。これに対し、脱酸鋼 B が同じ変形領域でも高延性を生ずるのは (Fig. 5)、B 鋼の含有する Mn 量と S 量の比 Mn/S が大であることが原因の一つとして考えられる。Table 1 より求まる Mn/S 比は、A 鋼のほぼ零に対して B 鋼では 32 と大きく異なっており、両鋼におけ

る硫化物の種類や量、分布には大きな違いがあることが推察される。このことは、赤熱脆性の原因の一つと考えられるSの粒界偏析またはFeSなどの硫化物の粒界への析出は、Mn/S比の増加とともに抑制され、その結果延性は改善するという実験結果¹⁴⁾により支持されよう。

破断伸びが増加し出す遷移延性領域では、粒界クラックの形成と動的再結晶の形成は相前後して起こる。くさび型クラックの先端における変形応力の増加は、変形をその付近に集中して起こさせるため動的再結晶は周囲よりも促進され生ずるようになる。クラック先端における微細粒の形成とそれらの粒成長はこれらのクラックの成長を抑えかつ孤立化させる働きをする²⁾¹²⁾。これより、この変形領域ではくさび型クラックは多数生成するが、その成長は動的再結晶によつて抑制され延性の増加をもたらすと考えられる。高ひずみ速度すなわち高応力が生ずる変形域では、粒内すべりが顕著となり、回復とそれに伴う粒界の凹凸化により粒界すべりは抑制される⁴⁾。さらに凹凸化した粒界は動的再結晶の核生成サイトとして働くため⁷⁾⁸⁾、粒界近傍におけるひずみの集中はこれらの動的復旧機構が働くことによつて著しく緩和される。したがつて、この変形域では粒界クラックの生成は極めて困難となり、さらに動的再結晶による結晶粒の微細化の効果が加わり高延性を生ずるものと考えられる。高速変形下で生ずる動的回復や動的再結晶は、A、B両鋼における硫化物の種類、量や分布などの違いによつては大きな影響を受けぬため、両鋼とも同じ程度の高延性を生ずるものと推察される。

4. 結 論

炭素鋼のオーステナイト領域の高温延性を支配する要因を明らかにする目的で、非脱酸共析鋼の引張変形挙動とクラックの形成過程に関して実験的検討を行い、次に示す諸結果を得た。

(1) $\sigma - \epsilon$ 曲線の形状ならびに最大変形応力は著しいひずみ速度依存性を示した。低ひずみ速度の変形下では、比較的ひずみでほぼ一定応力の変形を示し低ひずみで破断に至った。高ひずみ速度下の変形曲線は明瞭な加工硬化と最大応力を示した後軟化しながら高ひずみで破断に至った。

(2) 破断伸びは著しいひずみ速度または温度依存性を

示すとともにピーク応力 σ_p (あるいは温度補償ひずみ速度 Z) に対して一義的に整理された。 σ_p が約 55 MPa 以下では低延性を示したが、それ以上の応力下で破断伸びは急増し脆性-延性遷移を示し、80 MPa 以上の高応力域では高延性を示した。

このような高温延性挙動は、粒界クラックの形成ひずみと動的再結晶の臨界ひずみとの大小関係により支配されることで説明できる。すなわち、

(3) 低応力変形域の低延性は、粒界クラックが動的再結晶生起前に発生し変形とともに急速成長を起こすことにより生じた。

(4) 遷移延性域では、粒界クラックと動的再結晶の発生が相前後して起こる結果、低ひずみで生ずる粒界クラックは動的再結晶により成長が抑制されるため延性の増大がもたらされた。

(5) 高応力変形域での高延性は、粒界クラックの形成以前に動的再結晶が開始し、粒界クラックの形成を困難にすることと動的再結晶による結晶粒組織の微細化効果により生じたものである。

最後に、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。

文 献

- 1) 堀内 良, 大塚正久: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 293
- 2) W. J. Mc G. TEGART: Ductility (1968), p. 133 [ASM]
- 3) 鈴木洋夫, 西村 哲, 今村 淳, 中村 泰: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1180
- 4) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn. **22** (1982), p. 181
- 5) 大森靖也, 前原泰裕: 日本金属学会誌, **48** (1984), p. 158
- 6) 作井誠太, 酒井 拓: 日本金属学会誌, **40** (1976), p. 263
- 7) 作井誠太, 酒井 拓, 武石和夫: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 856
- 8) T. SAKAI and J. J. JONAS: Acta Metall., **32** (1984), p. 189
- 9) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 2000
- 10) 大塚正久, 堀内 良: 日本金属学会誌, **48** (1984), p. 688
- 11) 大橋正幸, 遠藤孝雄, 酒井 拓: 日本金属学会誌(投稿中).
- 12) T. SAKAI and K. TAKEISHI: Proc. 18 th Jpn Cong. Mater. Res., (1975), p. 63 [The Society of Mater. Sci., Jpn.]
- 13) C. E. MORRIS: Metal Progress, **56** (1949), p. 696
- 14) C. A. WILLER, R. BATRA, W. F. SAWAGE and W. J. CHILDS: Metall. Trans. A, **6** (1975), p. 1727