低炭素鋼および鉄の flow stress に対する 温度とひずみ速度の影響

五 弓 勇 雄* 木 原 諄 二*

Isao Gokyu and Junji Kihara: Strain-Rate and Temperature Dependence of the Flow Stress of Iron and Steel at Low Temperatures. In the previous paper, it has been concluded that the interstitial impurities do not affect the flow mechanism of iron and steel. However, since the study was mainly performed by the creep test, we could not decide whether the flow mechanism was composed of one process or more than two, nor find, how the activation energy depended on the applied stress, if the mechanism was a single activated process.

By using an Instron-type testing machine which allows to change strain rate during deformation, we studied the temperature and strain-rate dependence of the flow stress of iron and steel containing carbon and nitrogen between less than 1 ppm and 0.07%.

The results obtained are as follows:

- (1) The mechanism is a single activated process for the effective stress of more than 2 kg/mm².
- (2) This process does not depend on the interstitial content or strain.
- (3) It is reasonable to consider that the process is the double-kink formation as proposed by Conrad, but the 0-stress activation energy is 0.20~0.25 eV higher than his value. This discrepancy is mainly due to an approximation, ie. $\partial \tau / \partial \ln \dot{\gamma} \simeq \Delta \tau / \Delta \ln \dot{\gamma}$, made in his calculation. His approximation is not valid when the effective stress τ is small or $\Delta \tau$ is as large as 5 kg/mm².

(Received July 12, 1966)

I. 緒 言

われわれはさきに低炭素鋼と鉄の低温クリープ試験を行なった結果、炭素および窒素のような格子間原子は変形の素過程に影響をあたえないという結果を得た⁽¹⁾。また、変形速度の応力依存性から知る限りでは、この素過程は Conrad らが提案したように⁽²⁾、鉄のバイエルス力が高く転位が Kink を作りつつ前進する過程と考えてよいと述べた⁽¹⁾。しかしながら、低温クリープ試験では素過程に有効に作用する外力の大きさとそれに対応する過程の活性化エネルギーの関係を厳密に求めることは困難であり、また前指数部の値をもとめ検討することができない。

そこでわれわれはすでに Conrad らが試みたように、変形中にひずみ速度を変化させることのできる引張り試験を行ない、flow stress の温度依存性とひずみ速度依存性を求め変形の素過程について検討することにした。本報告において扱ったのは、(1) 0.07% 炭素鋼、これを脱炭して作った 0.02% 炭素鋼、30 ppm C 純鉄、< 1 ppm C 純鉄の変形の素過程の炭素および窒素濃度依存性、(2) 素過程の活性化エネルギーの応力依存性、(3) 前指数部の値に基づく素過程のモデルの提案、(4) 鉄の降伏点現象の理解、の諸点である。

II. 実験および実験材料

* 東京大学工学部 冶金学教室 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

(1) 五弓, 木原: 本誌, 31 (1967), 363.

(2) たとえば H. Conrad: J. Inst. Steel Inst. (U.K.), 198 (1961), p. 392.

実験は、-100°C より 91°C までの温度、ひずみ速度は 2.8×10^{-3} /sec から 2.8×10^{-2} /sec において引張試験を行なった。温度制御は室温(ときによつて異なる)以下はエチルアルコール浴を液体窒素で冷却し -100°C で $\pm 0.5^\circ\text{C}$ 以内にバラツキをおさえた。室温以上 91°C までは温水浴を用い、温度のバラツキは $\pm 0.2^\circ\text{C}$ 程度であつた。

実験材料は再電解鉄と、電解鉄と原子炉用黒鉛とから作製した铸铁とを、真空溶解、铸造し、熱間圧延、冷間圧延を経て厚さ 1 mm の板にしたものである。その化学成分は Table 1 に示す。この板から平行部巾 6 mm, 平行部長さ 30 mm の引張り試験片を作り、一部はそのまま 700°C × 1 hr の焼鈍を行ない、他のものは露点 70°C の湿水素中で 720°C において、それぞれ 3 時間、16 時間、36 時間、脱炭焼鈍を行なった。脱炭焼鈍を行なつて得た化学成分は Table 1 からわかるように、それぞれ 200 ppm C, 3 ppm N; 30 ppm C, 2 ppm N; < 1 ppm C, N であつた。

1 ppm 以下の C, N 濃度の認定は、スネークピークの測定によつて得られた。バックグラウンドに対応する部分が、1 ppm に相当する程度の Q^{-1} のバラツキを示しているので、Fig. 1 からわかるように、この材料は C または N を 1 ppm 以上は含んでいないと考えられる。

各試料の粒径は Table 2 のとおりであつて、脱炭焼鈍時間 36 hr のものは粒径が他のものに比べてかなり大となつてはいるが 100 μ を越えていない。

III. 実験結果

4 種類の炭素含有量の各試験片を、50°C でひずみ 0.175 から 0.19 まで引張変形させた後、50°C 以下 -100°C まで

の各温度で再引張り、そのときの温度変化に対応する flow stress の差を求めた。弾性係数も温度依存性を有している

ここで $U(\Delta\sigma_T)$ は過程の活性化エネルギー、 $\dot{\epsilon}_0$ は前指数係数、 k はボルツマン定数である。(1) から $\dot{\epsilon}_0$ と $\Delta\sigma_T$ に対

Table 1 Chemical composition of specimens.

Chem. comp.*	C	N	Si	Mn	P	S	Cu	Zn
700°C Ann.	0.07%	No. Anal.	0.004%	0.001%	0.002%	0.005%	0.003%	<0.001%
3 hr, wt H ₂ Ann.	0.02%	3 ppm						
16 hr, wt H ₂ Ann.	0.003%	2 ppm						
36 hr, wt H ₂ Ann.	<1 ppm							

* Oxygen is not analysed. But its content may be very much low. Because the specimen containing 0.07% carbon is melted and casted in vacuo and lower carbon specimen are made by wet H₂ annealing at 700°C.

Fig. 1 Snoek damping of 36 hr decarburized specimen.

Table 2 Grain diameter of specimens.

Specimen	Diameter in μ
0.07% C-steel	12
0.02% C-steel	17
30 ppm C-iron	48 (μ) grain + 16 (μ) grain
<1 ppm C.N-iron	60 (μ) grain + 23 (μ) grain

ので、再引張りの場合の flow stress から 50°C の flow stress に弾性係数の温度補正をしたものを差し引いて温度変化に対応する flow stress の差 $\Delta\sigma_T$ とした†。

flow stress の各温度におけるひずみ速度依存性は、再引張り後 1% 変形させたところでひずみ速度を 10 倍に変化させ、そのときの flow stress の変化 $\Delta\sigma_{\dot{\epsilon}}$ を求めることによって得た。活性化エネルギーならびに前指数係数の値を求めるために、たとえば Fig. 2 から Fig. 5 に示したように、 $\Delta\sigma_T$ -温度曲線と、この $\Delta\sigma_T$ に $\Delta\sigma_{\dot{\epsilon}}$ を加えてつくる曲線とから、 $\Delta\sigma_T$ 一定できつて得られる二線の ($\dot{\epsilon}$, T) ($\dot{\epsilon}$: ひずみ速度, T : 温度) の値をもとに下記の計算を行なう。

$$\begin{cases} \dot{\epsilon}_1 = \dot{\epsilon}_0 \exp \left\{ -\frac{U(\Delta\sigma_T)}{kT_1} \right\} \\ \dot{\epsilon}_2 = \dot{\epsilon}_0 \exp \left\{ -\frac{U(\Delta\sigma_T)}{kT_2} \right\} \end{cases} \quad (1)$$

† 素過程活性化エネルギーが弾性係数に比例することがよくあるから、もし鉄の変形の素過程がそのようなものであれば flow stress の温度依存性を大きく見積ることになってしまう。しかしながら後述するように応力一定における二つのひずみ速度に対応する点の温度差はたかだか 20°C 程度であるので、前指数係数の値ならびに活性化エネルギーに入る弾性係数の温度変化による誤差は無視できる。

Fig. 2 Flow stress-temperature curves of 0.07% C-steel at 0.175 strain.

Fig. 3 Flow stress-temperature curves of 0.02% C-steel at 0.175 strain.

Fig. 4 Flow stress-temperature curves of 30 ppm C-iron at 0.19 strain.

する $U(\Delta\sigma_T)$ の値を求める。この方法は Conrad の計算によつて求める方法⁽²⁾ に対して、 $\Delta\sigma_{\dot{\epsilon}}/\Delta \ln \dot{\epsilon}$ を $\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$ の代りにしない点においてより直接的である。もし全応力範囲で単一の活性化過程ならば (1) 式を解いて得られる $\dot{\epsilon}_0$ の値は一定に保たれるはずである⁽³⁾。 $\Delta\sigma_{\dot{\epsilon}}$ は鉄の場合 3~4

kg/mm² にもなることがある。したがって、 $\partial U/\partial \sigma$ が応力に敏感(多くの場合は鈍感である)であるならば、 $\partial \sigma/\partial \ln \dot{\epsilon}$

Fig. 5 Flow stress-temperature curves of <1 ppm C, N-iron at 0.18 strain.

の代りに $\Delta \sigma_2/\Delta \ln \dot{\epsilon}$ を用いることは問題である。

(a) 再引張試験によつて得られた $\Delta \sigma_T$ と、 $\Delta \sigma_2$ から求めた、前指数項の値と各応力レベルに対応する活性化エネルギー。Fig. 2 から Fig. 5 に、炭素含有量 0.07% から <1 ppm の試料についての、 $\Delta \sigma_T + \sigma_{50^\circ\text{C}}$ (50°C における flow stress) と温度との関係曲線、およびこの値に各温度における ΔT_2 を加えた flow stress 値と温度との関係曲線を示す。また、Fig. 6 に Fig. 2 から Fig. 5 をもとにして求めた前指

Fig. 6 ϵ_0 and $U(\Delta\sigma)$ of 4 specimens at 0.175~0.19 strain.

数係数と変形の活性化エネルギーとを応力に対してプロットして示す。Fig. 6 からわかることは試料によつて前指数係数 ϵ_0 は変化するが、一つの試料では応力に対してほぼ一定とみなしてよく、一方、 $U(\Delta\sigma)$ の値とその応力依存性は試料によつて異なることがわかる。 ϵ_0 の値は $10^{10.5}$ から 10^{12} の範囲であり、約 4 kg/mm² の応力に対応する活性化エネルギーの値は 0.7 eV、 $\partial U/\partial \sigma_T$ の値は 4 kg/mm² から 15 kg/mm² に応力が增大するにつれて 0.015 eV/kg/mm² から 0.008 eV/kg/mm² に変化し、これはそれぞれ 2.5×10^{-22} cm³ (=16 b³) と 1.3×10^{-22} cm³ (=8 b³) の体積に相当する。

(b) 30 ppm 炭素含有試料と、<1 ppm 炭素含有試料の各ひずみにおける活性化エネルギーの応力依存性。

0.07% 炭素鋼と 0.02% 炭素鋼は室温付近で Fig. 7、Fig. 8 に示すような大きい降伏点伸びを有しているの、上降伏点および降伏点の温度とひずみ速度依存性から熱

力学的解析を行なうのは困難である。この場合、降伏点の値はリュース帯の伝播に要する応力であるが、降伏

Fig. 7 Stress-strain curves of 0.07% C-steel.

点伸びが 10~20% もあるということはリュース帯の前面のひずみ分布がかなり大きく、結局この場合の下降伏点の値は単なる平均変形抵抗に相当するにすぎない。

一方 30 ppm と <1 ppm の炭素含有量の試料は室温付近で Fig. 9、Fig. 10 に示すごとく明瞭な上下降伏点を持つている。30 ppm の場合、初ひずみ速度 2.8×10^{-2} /sec、-30°C において小規模のリュース帯の発生をとまなう変形をおこなうことが降伏曲線の形状から察せられる。ひずみ速度 2.8×10^{-3} /sec の場合には -46°C になつてリュース帯の発生をとまなう変形し、この場合上降伏点は低くなつていくことがわかる。

前報で報告したごとく、低炭素鋼および鉄はその内部構造が与えたひずみによつて一義的に決定されると考えてよいから、30 ppm の炭素含有の鉄と、<1 ppm の炭素含有の鉄の各ひずみにおける ϵ_0 と $U(\Delta\sigma)$ の値を各温度における応力-ひずみ曲線を用いて求めることにする。

この場合、 $\Delta\sigma$ の値に剛性率の温度補正を行なわなかったが、この影響は結果から見ればほとんど認められない。

各ひずみにおける flow stress と温度の曲線を Fig. 11 と Fig. 12 に示す。これから応力

Fig. 8 Stress-strain curves of 0.02% C-steel.

一定できつて求めた 2 点からきまる $U(\Delta\sigma)$ の値を $\Delta\sigma$ に対してプロットし Fig. 13 と Fig. 14 に示す。30 ppm の場合、バラツキが少し大きい、<1 ppm の場合には $U(\Delta\sigma)$ はほぼ一致しているということがはつきり認められる。

以上の実験結果から以下のことが明らかとなつた。

(1) 鉄の変形は、しり面に働く転位を動かすのに有効な応力成分 $\Delta\sigma$ (しり面上のせん断応力にして $1/2\Delta\sigma$) が 2 kg/mm²

応力依存性を変えない。

(4) 本実験で求めた素過程の活性化エネルギーは、

Fig. 9 Stress-strain curves of 30 ppm C-iron.

Fig. 10 Stress-strain curves of < 1 ppm C, N-iron.

Fig. 11 Flow stress-temperature curves of 30 ppm C-iron.

mm² 以上の場合は単一の素過程によって支配されている。

(2) この変形を支配する素過程は、炭素および窒素の存在に左右されない。

(3) この素過程は、ひずみによって活性化エネルギーの

Fig. 12 Flow stress-temperature curves of < 1 ppm C, N.

Fig. 13 Stress dependence of activation energy of plastic flow in the case of 30 ppm C-iron.

Fig. 14 Stress dependence of activation energy of plastic flow in the case of < 1 ppm C, N-iron.

Conrad らが求めているものに比べて約 0.2 eV 高い。

(5) リューダース帯伝播を伴う降伏点現象と、伴わない降伏点現象があり、前者の場合の上降伏点はバラツキが大であるが、後者の場合の上降伏点はバラツかず、上述のように熱力学的取扱いを可能にするデータが得られる。

(6) 前指数係数は、上降伏点においてはほぼ $10^9/\text{sec}$ ひずみ 0.18 ではほぼ $10^{11}/\text{sec}$ になる。したがって、各ひずみにおける flow stress の見かけ上の温度依存性の違いは、この係数の大きさによる違いである。

IV. 考 察

われわれの実験結果が他の研究者の見解ないし研究結果と相異しているのは主としてつぎの2点である。

(a) Stein は、鉄の変形を支配する過程は単一ではないと述べているが⁽⁴⁾、われわれの結果においては $\Delta\sigma_T > 2 \text{ kg/mm}^2$ においては単一である。また Stein らは鉄中の格子間不純原子濃度を变化させて降伏点を測定して、温度依存性⁽⁴⁾⁽⁵⁾ないし、ひずみ速度依存性⁽⁴⁾に対する格子間不純原子量の影響をみとめ、それによつて鉄の変形機構はこれらの原子に依存すると述べているが、われわれの結果は $\Delta\sigma_T > 2 \text{ kg/mm}^2$, C+N > 1 ppm においてこの影響がないことを明らかにした。

(b) Conrad らの結果とは比較的よい一致を示しているが、われわれの求めた活性化エネルギーは彼らのもとめたものより高くなっている。

(a)については Stein らの研究では熱力学的考察検討が十分行なわれていないということのための見解の相異と思われるので、とくに(b)について検討することにする。

Conrad らは、flow stress のひずみ速度依存性から活性化エネルギーの応力依存性をもとめ、それによつて外力のなす仕事が行なわれる体積の大きさが $\sim 10^{13}$ 程度の大きさであること、および変形の素過程の活性化エネルギーは、 $0.5 \sim 0.6 \text{ eV}$ から応力の増大に伴ない減少することを、flow stress の温度依存性とひずみ速度依存性とを組み合わせ得ている⁽⁶⁾。Conrad らはつぎのような関係式によつて変形の活性化エネルギーを求める。剪断ひずみ速度 $\dot{\gamma}$ 、前指数係数の値 $\dot{\gamma}_0$ 、変形の活性化エンタルピー $H(\tau)$ 、転位を動かすに有効な剪断応力 τ とすると、

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_0 \exp \left\{ -\frac{H(\tau)}{kT} \right\} \quad (2)$$

$$H(\tau) = -kT^2 \left\{ -\frac{\left(\frac{\partial \tau}{\partial T} \right)}{\left(\frac{\partial \tau}{\partial \ln \dot{\gamma}} \right)} \dot{\gamma} \right\} \quad (3)$$

の関係がある。 $\partial \tau / \partial T$ は flow stress-温度曲線から得られ、 $\partial \tau / \partial \ln \dot{\gamma}$ は $\Delta \sigma / \Delta \ln \dot{\epsilon}$ をもつてあてて。Table 3 に $U(\Delta \sigma)$ の値を彼らの方法で求めた場合と、われわれの方法で求めた場合の比較を示す。ここでは 30 ppm 炭素を含む鉄のひずみ 0.19 における flow stress のデータから $U(\Delta \sigma)$ を求めているが、このとき彼らの計算によつて求める場合の活性化エネルギーの値は $(2.45 \times 10^{-3} / \text{sec})$ に対する $\Delta \sigma_T$ +

$(\Delta \sigma_i / 2)$ の $\Delta \sigma$ に対する値と考える。

この結果から低応力においては差が大きく、 $\Delta \sigma$ が 10

Table 3 Comparison between the two values of $U(\Delta \sigma)$ determined by the present method and by H. Conrad's method.

$\Delta \sigma (\text{kg/mm}^2)$	$U(\Delta \sigma)$ by present Met.	$U(\Delta \sigma)$ by H. Conrad's Met.
5	0.7 eV	$\partial \sigma / \partial T = 0.05$ $\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon} = 0.87$ 0.44 eV
10	0.62 eV	$\partial \sigma / \partial T = 0.12$ $\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon} = 1.35$ 0.485 eV
15	0.55 eV	$\partial \sigma / \partial T = 0.22$ $\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon} = 1.7$ 0.56 eV
20	0.50 eV	$\partial \sigma / \partial T = 0.25$ $\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon} = 1.8$ 0.50

kg/mm^2 を越えないと両者が一致しないことがわかる。この原因は低応力では $\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$ が応力に大きく依存することが、たとえば Fig. 6 から察せられるが、そのため $\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$ の代りに $\Delta \sigma_i / \Delta \ln \dot{\epsilon}$ を用いることの欠点であらわれたものと思われる。したがって、Conrad の方法では $U(\Delta \sigma)$ が 0.55 eV を越えたところの $U(\Delta \sigma)$ の挙動を正しくつかむことができないと考えられる。 $\Delta \sigma$ の値がかなり大である場合には、前報の実験結果から $\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$ が応力によらずほぼ一定であるから、Conrad の方法でもよい結果を与えると考えてよい。しかし、応力が零に近づいた場合の活性化エネルギーの値は不正確になると考えられる。また、われわれの求めた活性化エネルギーが高い値であることに關しては、Campbell らの研究⁽⁷⁾などもあり不思議ではない。

したがって、われわれの実験結果は低炭素鋼および鉄の変形の素過程は、単一であるという点において Conrad らに一致し、さらにこの素過程に対し窒素や炭素は影響しないということで Stein らの考え方と反している。

つぎに前指数係数が求められ、この値が上降伏点では、ほぼ $10^9/\text{sec}$ 、ひずみ 0.01 で $10^{9.5 \sim 10}/\text{sec}$ 、 0.18 で $10^{10.6 \sim 12}/\text{sec}$ の値になることがわかっている。これが活性化体積の大きさから最も妥当と思われるパイエルス機構—double kink 生成機構—を変形機構とすることで説明できるかを検討する。 1 cm^3 の結晶中を長さ $L \text{ cm}$ の転位が運動することによるひずみ速度は Lbv である。この転位速度 v は各ジャンプごとに進む距離 $S \text{ cm}$ と $L \text{ cm}$ あたりの活性化ポイントの数、転位の自己振動数 ν_0/sec および $\exp \{-U(\Delta \sigma)/kT\}$ の各値の積である。パイエルス機構の場合 $S = (2\sqrt{2}/3)b \text{ cm}$ の $\{110\}$ 面の場合活性化ポイントの数は L/bt 、転位の自己振動数は、デバイ振動数を安定キックペア間の転位を構成する原子数 l/b で割つた量である。そこでこの長さ $L \text{ cm}$ の転位片が 1 cm^3 の結晶中を運動して生ずるひずみ速度 $\dot{\gamma}_L$ は

$$\dot{\gamma}_L = \frac{2\sqrt{2}}{3} L^2 b^2 \nu_0 / l \exp \{-U(\Delta \sigma)/kT\} \quad (4)$$

となる。そこで転位密度を $n \text{ cm/cm}^3$ とすると、ひずみ速度 $\dot{\gamma}$ は $\dot{\gamma}_L \times n / L$ であるから††、 $\dot{\epsilon}_0$ の値としては

(7) J.D. Campbell: Acta Met., 1 (1953), 706.

† 安定キックの巾を $l \text{ cm}$ とし、一般に $l \ll L$ とすれば、キックができる可能性のある場所の数は大略 L/b に等しくなる。

†† ここで L は自由に動ける転位片の平均長さとする。

(4) D.F. Stein: Acta Met., 14 (1966), 99.

(5) D.F. Stein and J.R. Low Jr: Acta Met., 11 (1963), 1253.

(6) H. Conrad and Frederik: Acta Met., 10 (1962), 1013.

$$\dot{\gamma}_0 = n_2 \frac{2\sqrt{2}}{3} n L b^2 \nu_d / l \quad (5)$$

が得られる。この $\dot{\gamma}_0$ は (1) 式の $\dot{\epsilon}_0$ と $2\dot{\epsilon}_0 = \dot{\gamma}_0$ の関係にあると考えてよい。上降伏点において $n \approx 10^{8-9} \text{ cm/cm}^3$, $L = 10 \sim 1 \mu \nu_d = 10^{13} / \text{sec}$, l は実験結果から $16b \sim 30b$ とすると、
 $\dot{\gamma}_0 = 10^9 \sim 10 / \text{sec}$

となり、実験による値 $\dot{\epsilon}_0 \approx 10^9 / \text{sec}$ をよく説明することができる。したがって、このかぎりにおいて、素過程を double kink 生成機構と考えることは問題がない。

つぎに、鉄の降伏点降下量について考察する。ひずみ速度 $2.8 \times 10^{-3} / \text{sec}$, -30°C 度における 30 ppm の炭素を含む鉄の降伏点現象を例にとろう。 $\dot{\epsilon}_0$ は上降伏点で $10^9 / \text{sec}$, ほぼ下降伏点にあたるひずみ 0.01 では、 $10^{9.5-10} / \text{sec}$ である。 50°C において降伏点からひずみ 0.01 までの加工硬化による flow stress の上昇量は 3.5 kg/mm^2 であるから、 $\dot{\epsilon}_0$ が $10^{0.5-1} / \text{sec}$ 変化したことによつてほぼ 6.7 kg/mm^2 の応力低下があれば、 -30°C におけるこの鉄の降伏点降下は説明できる。 $\Delta \sigma_T$ の値はほぼ 20 kg/mm^2 であるから活性化エネルギーの応力依存性の大きさは Fig. 6 から $7 \times 10^{-3} \text{ eV/kg/mm}^2$ となる。 $\Delta \ln \dot{\epsilon}_0$ は ~ 1.8 であり、 $T = 243^\circ \text{K}$ から応力低下量 $\Delta \sigma'$ は $kT \times \Delta \ln \dot{\epsilon}_0 / 7 \times 10^{-3} \text{ eV/kg/mm}^2 = 5.3 \text{ kg/mm}^2$ となつてほぼ 6.7 kg/mm^2 に一致する。したがって 30 ppm の炭素濃度の鉄と、 $< 1 \text{ ppm}$ の炭素濃度の鉄でリュースダース帯伝播を伴わない降伏点現象は転位の易動度・転位の増殖・転位密度増大による硬化から、Johnston が LiF 単結晶において行なつたようにして⁽⁸⁾ 解明しようと考えられる。しかし、0.02% および 0.07% も炭素を含んだ鋼では、降伏点伸びが 10% を越え下降伏点の物理的意味が複雑になる。典型的な降伏曲線は Fig. 7, 8 に示したごとくである。リュースダース帯伝播がなぜ伴うのかという問題に関しては、鉄中の転位の易動度だけでは解明されない。前報でふれたごとく応力のひずみ速度依存性からリュースダース帯伝播に必要な応力も転位の易動度を決定する機構できまることは十分考えられるが、リュースダース帯がな

(8) W.G. Johnston: J. Appl. Phys., **33** (1962), 2716.

ぜ発生するかということについては、いまだつぎの諸点が明確にされないかぎり未知である。すなわち、(1) 含有炭素量と結晶粒界の性質との関係、(粒界がどこまで変形を局地化しうるか、粒界転位源密度と炭素量の関係)、(2) 理想変形の降伏曲線と現実の試料の境界条件との関係、(応力集中部の存在、上下チャックが同軸上にあるか、試片自体の変形の均一性が降伏点降下の際どこまで保たれるか。)

V. 結 論

以上の実験と考察から以下のことが結論される。

(1) 鉄および低炭素鋼の変形の素過程の炭素および窒素濃度依存性はなく、またひずみによつても素過程は変わらない。

(2) 素過程の活性化エネルギーの応力依存性と前指数係数の大きさから、この素過程を double kink 生成過程と考えることは妥当である。

(3) H. Conrad らは活性化エネルギー U の応力零の場合の値 $U(0)$ を 0.55 eV と考えているが、これは彼らの U を求める方法のもつ精度の限界によつて実際より低くなつており、 $> 0.8 \text{ eV}$ と考える方が妥当である。

(4) 鉄の降伏点現象は、転位の易動度だけでは解明されない。すなわち、この現象にはリュースダース帯伝播を伴う場合とそうでない場合があり、後者の場合は活性化エネルギーの応力依存性と前指数係数の変化ならびに転位密度増大に伴う加工硬化をもとにしてその降伏点降下を説明できるのであるが、前者の場合にはさらに粒界の性質によぼす格子間不純分子の影響やさらに試験片形状などの試験機に付随する因子の影響を考慮にいれなければならないと思われる。

おわりに、本実験を行なうに当り、電通研の奈良氏、金材研の内山氏、日本鋼管の久保寺氏、渡辺氏にお世話になつたことを感謝いたします。

本研究の考察において、本学理学部の二宮助教授をわざわざ有益な助言をいただいたことを感謝いたします。