

(討21) 鉄および低炭素鋼の低温における塑性と変形の熱的活性過程について

東京大学工学部冶金学科 五弓勇雄 O木原諤二

この報告は鉄と低炭素鋼における変形の熱的活性過程について Conrad らによってなされた研究^{(1)~(3)}に主として関連するものである。我々は彼の求めた変形の活性化エネルギーが低すぎることを指摘する。また、我々は我々の実験⁽⁵⁾によって求めた変形の活性化エネルギーの応力依存性を Seeger の理論⁽⁴⁾によってダブルキンク生成エネルギーの応力依存性として考察した結果を報告する。まず、この考察の基礎となる我々の実験結果について簡単に述べる。

C+N濃度をく1 ppmから0.07%まで変化させ、CおよびN以外の化学成分は

鉄と低炭素鋼を用い、 ひずみ速度 2.8×10^3 /sec および $2.8 \times$	成分	Si	Mn	P	S	Cu	Zn
10^2 /sec, 温度 +100°C から -100°C の間で変形させ、降 伏強度ならびに前ひずみを与 えたものの flow stress の温 度とひずみ速度依存性を求め た。二つのひずみ速度に対し て得られる降伏強度又は flow stress と温度との関係は概 念的には第1図 - Fig. 1 のよ うになる。引張応力の温度 依存性をもたない部分 σ_a は、 ひずみ速度の温度依存性が充分小にな る温度における値とした。	Table 1. The chemical compositions content(%)	0.004	0.001	0.002	0.005	0.003	<0.001

ひずみ速度 2.8×10^3 /sec および 2.8×10^2 /sec, 温度 +100°C から -100°C の間で変形させ、降伏強度ならびに前ひずみを与えたものの flow stress の温度とひずみ速度依存性を求めた。二つのひずみ速度に対して得られる降伏強度又は flow stress と温度との関係は概念的には第1図 - Fig. 1 のようになる。引張応力の温度依存性をもたない部分 σ_a は、ひずみ速度の温度依存性が充分小になる温度における値とした。

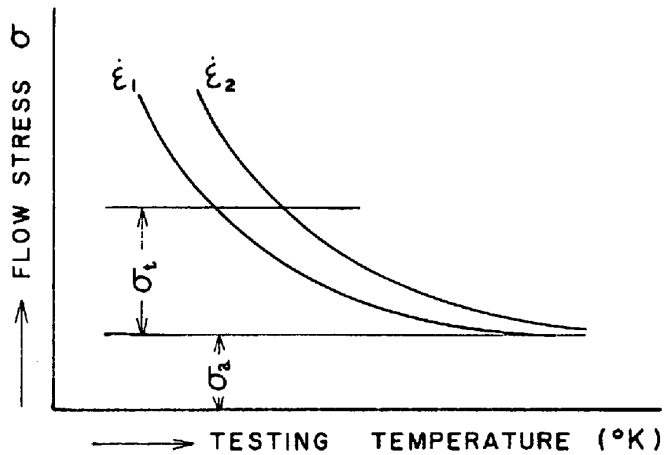


Fig.1 The schematic representation of flow stress-temperature curves.

σ は二つの部分からなり、温度とひずみ速度に依存しない部分 σ_a と依存する部分 σ_x とに分けられる。

$$\sigma = \sigma_a + \sigma_x \quad (1)$$

ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は温度 T (°K) と σ_x とに (2) 式のように関係すると仮定する。

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp \{ -H(\sigma_x) / RT \} \quad (2)$$

ここで $H(\sigma_x)$ は変形の活性化エネルギー、 R はボルツマン定数である。Fig. 1 から一つの σ_x に対し二組の $\dot{\epsilon}$ と T が得られ、(2)式によって $\dot{\epsilon}_0$ と $H(\sigma_x)$ を計算で求めることができる。その結果、 $\dot{\epsilon}_0$ は σ_x にほとんど依存せず、また $H(\sigma_x)$ の σ_x 依存性に C+N 濃度もまた前ひずみの量も関係しないことがわかった。但し、これは $\sigma_x > 2 \text{ kg/mm}^2$ の範囲である。以上が我々の実験結果である。

さて、上で求めた $H(\sigma_x)$ と σ_x との関係 $H(\sigma_x) - \ln \sigma_x$ をプロットすると、

2図—Fig. 2 のようになり、よい直線関係が得られる。

Fig. 2 から実験式は、

$$H(\sigma_x) = 0.91 - 0.14 \ln \sigma_x \quad (\text{in eV}) \quad (3),$$

と書かれる。実験は多結晶体を使用して行なったので σ_x とじり面じり方向に働くせん断応力 τ_x とを直接結びつけるわけにはいかないが、方位係数を2と仮定すれば、

$$H(\tau_x) = 0.81 - 0.14 \ln \tau_x \quad (\text{in eV}) \quad (4),$$

が得られる。(4)式によって $\tau_x = 5 \text{ kg/mm}^2$ のときの活性化体積即ち $(dH/d\tau_x)_5$ は $30b^3$ となる。ここで b はバ—ガースベクトルの大きさで

ある。この値から変形過程はダブルキンク生成過程であることが期待され、またこの期待は活性化エネルギー $H(\sigma_x)$ または $H(\tau_x)$ が、それぞれの σ_x または τ_x 依存性に対して、C+N濃度や前ひずみ量の影響をうけないことによっても強められる。

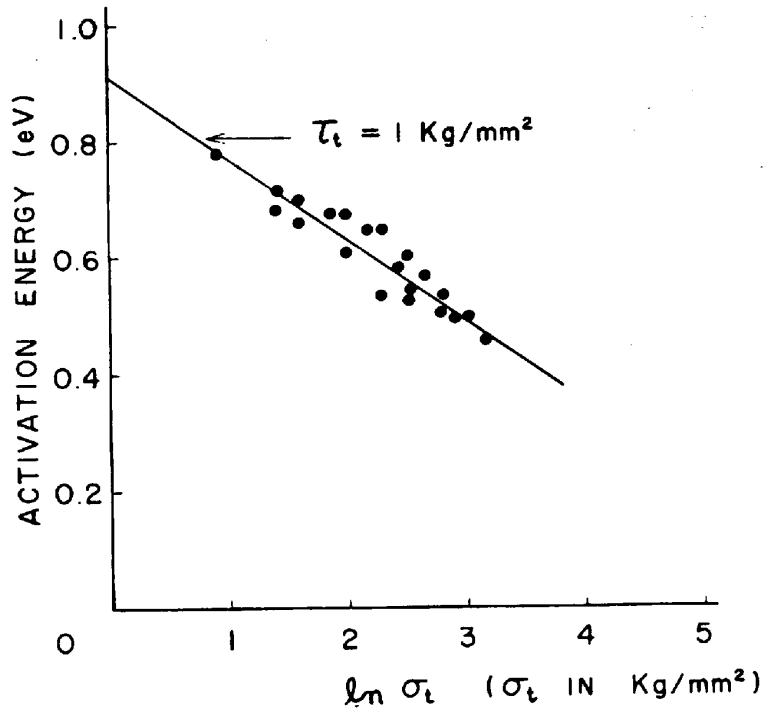


Fig. 2 The relation between the activation energy H and σ_x .

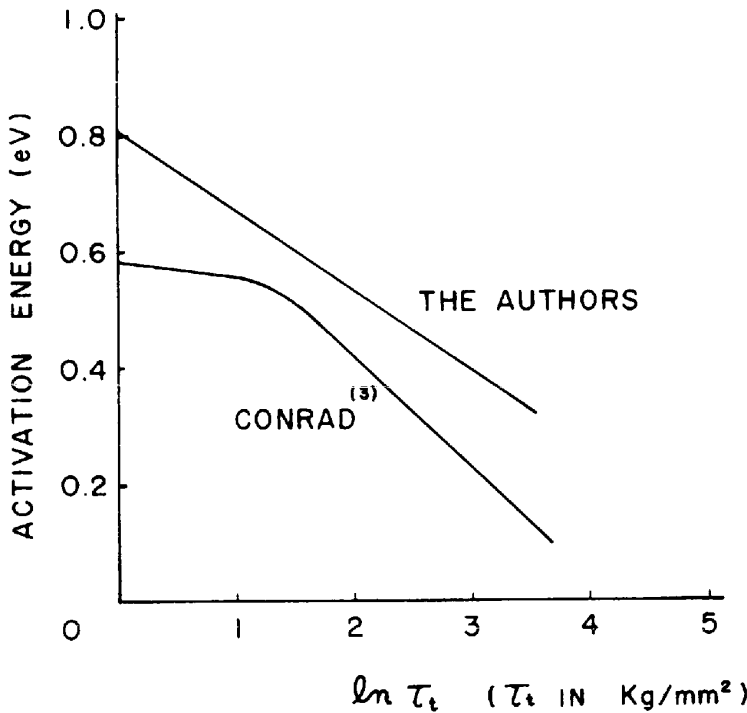


Fig. 3 The H - σ relations obtained by the two methods.

(3) および (4) 式からわかるように活性化エネルギーは σ_x または τ_x の対数とかなり広い範囲で直線関係にある。この真が Conrad と我々の相違するところである。このことを示す図—Fig. 3 に示す。これは彼が活性化エネルギーを求める時に用いた近似

$$\frac{\Delta \ln \dot{\epsilon}}{\Delta \ln \tau_x} \approx \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \tau_x}$$

が鉄の場合、低応力でも高応力でもよくないことによる。彼はその報告の中で⁽³⁾ $H(\sigma_x)$ または $H(\tau_x)$ の $\ln \tau_x$ 依存性が低応力側で減少しているが、一方、 $dH/d\tau_x$ はこの変化に対応していないと述べ、この

桌について更に検討の要があるといっている。しかしながら、我々はこのような困難に出会うことがなかった。

最近 Stein と Low⁽⁶⁾ は C+N 濃度を 5×10^{-3} ppm 以下にした鉄単結晶の、 $\langle 110 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 、 $\langle 491 \rangle$ 方向の臨界せん断応力を測定した。その結果と、我々が(4)式と(2)式に相当する(5)式とを用いて計算した臨界せん断応力の温度依存性を示す。(5)式において $\dot{\gamma}_0$ はせん断ひずみ速度である。

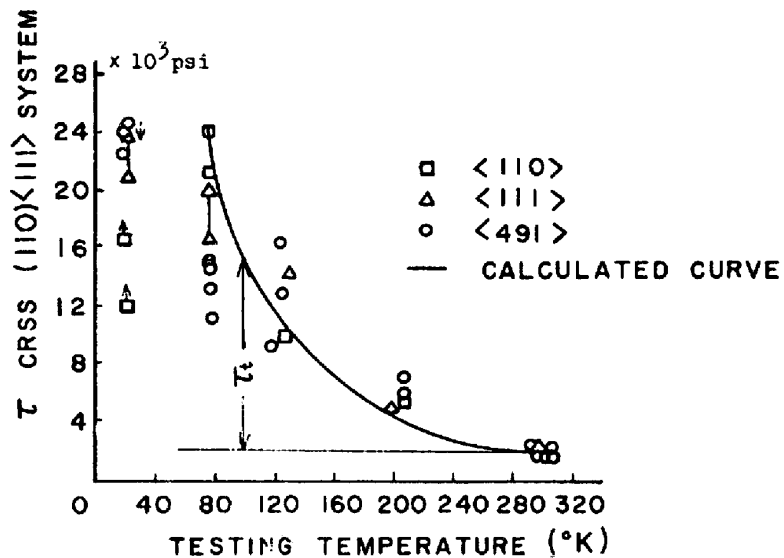


Fig.4 The relation between the critical resolved shear stress and temperature obtained by Stein and Low⁽⁶⁾. The solid curve is the calculated one by using eqs.(4) and (5).

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_0 \exp\{-H(\tau_c)/kT\} \quad (5)$$

$\dot{\gamma}_0$ は 78°K の $\langle 110 \rangle$ 方位の結晶の応力値によってきめた。彼らの測定結果はか

なりばらついているが、計算で求めた曲線は $\langle 110 \rangle$ 方位の結晶の実験値の近傍をとおっている。したがって、(4)式は彼らの使用した極低濃度 C+N の鉄の変形の活性化エネルギーを求めるのにも有効である。そしてこのことは、鉄の変形過程においては鉄の結晶本来の運動転位に対する抵抗が律速することを示しており、変形過程がダブルキンク生成過程であるという考えの正当性を強めるものである。

さて、Seeger⁽⁴⁾ によって計算されるダブルキンク生成過程の活性化エネルギーは応力の対数と直線関係にある。彼は単位長さの直線状の転位線のエネルギーを、

$$E = E_0 - \alpha_1 \cos(2\pi x/a) - \alpha_2 \cos(4\pi x/a), \quad \left\{ \begin{array}{l} |\alpha_2/\alpha_1| \leq 1/4 \end{array} \right. \quad (6)$$

とあらわした。ここで a は転位線のポテンシャルの波長であつて、転位がラセン転位であるとき、最ちよう密原子列間の距離となる。また、これから転位の自己エネルギー E_0 を $K\mu b^2$ 、 μ は鉄の $\langle 110 \rangle$ 、 $[111]$ 方向の剛性率、とおくことにする。また $(\alpha_2/\alpha_1) = \beta$ とおく。彼が(6)式をもとにして導いたダブルキンク生成エネルギー $H(\tau_c)$ は(7)式であらわされる。

$$H(\tau_c) = H_k(\beta) + \frac{2}{\pi} \left(\frac{K\mu b^2 \cdot \alpha_1}{1+4\beta} \right)^{1/2} \ln \frac{32\alpha_1}{a \cdot b \cdot \tau_c} \quad (7)$$

また、 $H_k(\beta)$ は

$$H_k(\beta) = (a/2\pi) (K\mu b^2 \cdot \alpha_1)^{1/2} f(\beta)$$

$$f(\beta) = 4(1+4\beta)^{1/2} + \Gamma(\beta)$$

$$\Gamma(\beta) = \begin{cases} \beta^{-\frac{1}{2}} \tanh^{-1} [4\{\beta(1+4\beta)\}^{\frac{1}{2}} / (1+8\beta)] & 0 < \beta \leq \frac{1}{4} \\ 4 & \beta = 0 \\ (-\beta)^{-\frac{1}{2}} \tan^{-1} [4\{-\beta(1+4\beta)\}^{\frac{1}{2}} / (1+8\beta)] & -\frac{1}{4} \leq \beta < 0 \end{cases} \quad (8)$$

と書かれる。(4), (6) および(8)式を比較し, K と β とを求め, さらに, (9)式によつてパイエルス応力 τ_p を求めると表2表のようになる。

$$\left. \begin{aligned} \tau_p &= \frac{2\pi\alpha_1}{a \cdot b} \sqrt{1 - \cos^2 \psi} (1 + 4\beta \cos \psi) \\ \cos \psi &= \frac{-1 + (1 + 128\beta^2)^{\frac{1}{2}}}{16\beta} \end{aligned} \right\} (9)$$

表2表. K, β and τ_p			
K	1	$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{5}$
β	-0.220	-0.227	-0.234
τ_p	21 kg/mm ²	34 kg/mm ²	80 kg/mm ²

さて, Seegerの理論は τ_x が τ_p に比較して充分小さいということを前提としているが, その裏からは転位の自己エネルギーが小さいことが望ましい。表2表の結果は, ともかく妥当な値の範囲で K と τ_p との間の関係が求めたことを意味している。なお K の具体的な大きさについては, たとえば転位が $\tau_x = 5 \text{ kg/mm}^2$ で波長30b程度の波状にうねるとして, Friedelの式⁽⁷⁾を用いて計算すると, 転位の芯の半径 r_0 , 波長 Λ に対して $K = (\frac{1}{2}\pi) \ln(\Lambda/r_0)$ となり, 具体的な値を代入すると $K \approx \frac{1}{4} \sim \frac{1}{2}$ になる。したがって, 鉄の変形の活性化エネルギーをダブルキンク生成過程の活性化エネルギーと考えることは妥当である。

なお, 結晶中の転位の易動度をあらわす量として $m = (\Delta \ln \dot{\epsilon} / \Delta \ln \sigma_x)$ が, Johnstonの降伏率理論の提案⁽⁸⁾以来, 鉄に関してもよく用いられるようになったが, 我々は鉄の転位の易動度 m についてその解釈を手えることができる。すなわち(2)と(3)式とから

$$\ln(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0) = (0.14/R_T) \ln \sigma_x - 0.91/R_T \quad (10)$$

が得られ, これから $m = (0.14/R_T)$ となることがわかる。 m は温度一定では, σ_x に依存せず, また絶対温度に逆比例して温度変化する。300°Kで m は5.6であり, 200°Kでは8.4, 100°Kでは16.8になるはずである。

以上の考察を行なうに当り, 東大理学部二宮助教の有益な助言を頂いたことを感謝し, こゝにそのことを記す次第である。

文献

- (1) Conrad, H.; J. Iron & Steel Inst. 198 (1961) 364
- (2) Conrad, H. & Frederiks, S.; Acta Met. 9 (1962) 382
- (3) Conrad, H.; "Relation Between the Structure & Mechanical Properties" vol. II (1963) 476
- (4) Seeger, A.; Phil. Mag. 1 (1956) 651
- (5) 五弓, 木原; 日本金属学会誌投稿中
- (6) Stein, D.F. & Low, jr. J. R.; Acta Met. 13 (1966) 1183
- (7) Friedel, J.F.; "Dislocation" (1964) 31
- (8) Johnston, W.G.; J. Appl. Phys. 33 (1962) 2716