

(討16) Lüders 帯の伝播におよぼす高圧処理の影響

日立中研

○ 矢 島 正 美

石 井 満

1. 序

軟鋼等でみられる Lüders 変形は結晶がすべり難い時に生ずる不均一変形であつて、Lüders 伸びの大きさ、あるいは Lüders 帯の伝播速度が試験条件、結晶粒度、侵入型溶質原子の量などにより著しく異なることは周知の事実である。一方この現象を初期自由転位密度との関連で議論した例は極めて少ない。Hahn⁽¹⁾は Lüders 帯の伝播が Lüders band front での転位の動力学的性質により支配されることを始めて指摘したが、このことは組織学的要因としての初期自由転位密度の役割が非常に重要であることを物語っている。本報告では数千気圧での高圧処理 (pressurization) により Lüders 伸びが著しく減少すること、これは処理により導入される転位 (pressure-induced dislocations)^(2, 8) が試料の初期自由転位密度を変え、その結果 Lüders 帯の伝播が容易となるためであることを述べる。

2. 実験方法

電解鉄を脱酸剤を用いずに真空で溶解したものを素材とし、これを 0.5^t の板に圧延して幅 3.0 mm, 平行部長さ 20.0 mm の試験片を切り出した。素材の主要不純物は C: 40 ppm, N_2 : 5 ppm, O_2 : 600 ppm, Mn : 50 ~ 100 ppm, Si : 10 ~ 50 ppm である。これを 600 ~ 1000 °C で各 1 時間真空焼鈍し、所要の粒度の試料を得た。試料は 6 ~ 14 Kbar の静水圧中に数分間放置した後取り出し、常圧下で引張り試験を行なった。用いた試験材は Instron 型のものであり、歪速度は $4.2 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ であつた。

3. 結果と考察

Fig. 1 ~ 3 は各温度での Lüders 伸び E'_L (%) を $d^{-1/2}$ (d : 平均結晶粒度) に対してプロットしたものである。図の各曲線には高圧処理圧力を明示した。図で 0 Kb とあるのは未処理試料を表わす。図から E'_L は結晶粒度に著しく依存することが明らかであり、細粒の未処理試料の場合、低温では E'_L が 20 % を越えるため脆性⁽⁴⁾が生ずる。6 ~ 14 Kbar の高圧処理により Lüders 伸び E'_L は減少し、室温では細粒試料でも 10 ~ 14 Kbar の処理により Lüders 伸びが消える。この結果、 E'_L vs. $d^{-1/2}$ 曲線は大幅に変化する。

以上の結果において、Lüders 伸び E'_L の変化は明らかに Lüders 帯の伝播速度 V_L の変化に基づくものであり、1 本の Lüders 帯が伝播する場合を考えると Lüders 歪 E_L と V_L は次の関係⁽⁵⁾を満足しなければならない。

$$V_c = E_L V_L \quad (1)$$

ここに V_c は試験機のクロス・ヘッドの速度である。Hahn⁽¹⁾が指摘するように Lüders 帯の伝播速度が band front での転位の動力学的性質に支配されたとすると、 V_L は

$$V_L = b v_0 f C \exp\left(-\frac{D}{\sigma T}\right) / \frac{d \ln L}{dx} \quad (2)$$

で表わすことができる。ここに b は Burgers vector, C 転位の増殖速度定数, v_0 , D 物質常数, f numerical factor である。 L は単位体積当りの自由転位の全長であり、 $d \ln L / dx$ は band front での自由転位の密度勾配を表わす。また σ は有効応力である。 V_L と σ or T との間に(2)式のような関係が成立ことは、すでに Fisher and Rogers⁽⁶⁾, Butler⁽⁷⁾ により実験的に確立されている。すなわち、

$$\ln V_L = A - \frac{B}{\sigma_Y T} \quad (3)$$

ここに A , B は定数, σ_Y は Lüders 帯を伝播させるための応力, いわば下降伏応力である。(8)式に Petch の式を代入し, (1)式を使うと,

$$\ln E_L = \frac{B'}{\sigma_i + k_Y d^{-1/2}} + \ln V_c - A, \quad B' = B/T \quad (4)$$

(2)式と(3)式とは同一ではなく, (2)式において有効応力⁽⁸⁾ $\sigma = \sqrt{\frac{L(x_n)}{fC}} \cdot D'h \cdot d^{-1/2}$ を代入すると(2)式は,

$$A - \ln V_c = \sqrt{\frac{fC D'}{L(x_n)h}} \cdot d^{1/2} \quad (5)$$

$$A = b v_0 f C / \frac{d \ln L}{d x}, \quad D' = D/T \quad (6)$$

となる。ここに h は加工硬化係数, $L(x_n)$ は band front 中の特性的な点 x_n における転位密度である。(1)式を使って,

$$\ln E_L = \sqrt{\frac{fC D'}{L(x_n)h}} \cdot d^{1/2} + \ln V_c - A \quad (7)$$

Fig. 4 は Figs. 1~3 の結果を用い $\log E_L'$ vs. $d^{1/2}$ のプロットを行なったものであるが, これから(7)式は大略満足させることがわかる。自由転位密度の影響は(7)式の中の A と $L(x_n)$ の中に入ってくる。初期自由転位密度が大きい場合は, A は大きくなり Fig. 4 の直線は下側へずれる。またこの場合, Lüders band front は拡散し, $L(x_n)$ が小さくなるために直線の勾配は大きくなると解釈できる。実験結果は(4)式を満足するが, この場合, 直線の勾配は B'/k_Y で与えられる。このことは $B'/k_Y = \sqrt{fC D' / L(x_n) \cdot h}$ を意味し, 自由転位密度が大きくなると k_Y が減少することを意味する。すでに筆者等⁽⁸⁾ は Petch の式の中の k_Y が $k_Y = \sqrt{\frac{L(x_n)}{fC}} \cdot D'h$ で表わせることを明らかにした。また事実 k_Y が高圧処理により減少することを報告した。

- 1) G. T. Hahn, Acta Met., 10 (1962), 727.
- 2) M. Yajima and M. Ishii, Trans. ISIJ., in press.
- 3) S. V. Radcliffe and H. Warlimont, Physica Status Solidi, 7 (1964), 67.
- 4) S. Sakui and T. Mori, Proc. of the 1st Inter. Conf. on Fracture, P. 1069, Sendai, Japan, 1965.
- 5) W. Sylwestrowicz and E. O. Hall, Proc. Phys. Soc., B64 (1951), 495.
- 6) J. C. Fisher and H. C. Rogers, Acta Met., 4 (1956), 180.
- 7) J. F. Butler, J. Mech. Phys. Solids, 10 (1962), 313.
- 8) M. Yajima and M. Ishii, Proc. Inter. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, in press, Tokyo, Japan, 1967, (Trans. JIM).
- 9) M. Yajima and M. Ishii, Acta Met., 15 (1967), 651.
- 10) M. Yajima and M. Ishii, Trans. ISIJ., 7 (1967), 45.

* E_L は公称伸び率, E_L' は公称伸び率をパーセント表した値である。

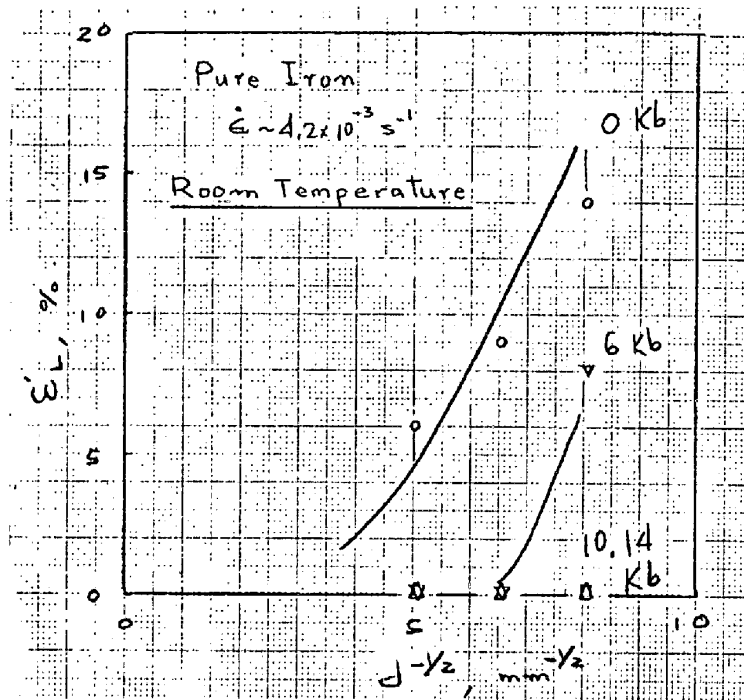


Fig. 1

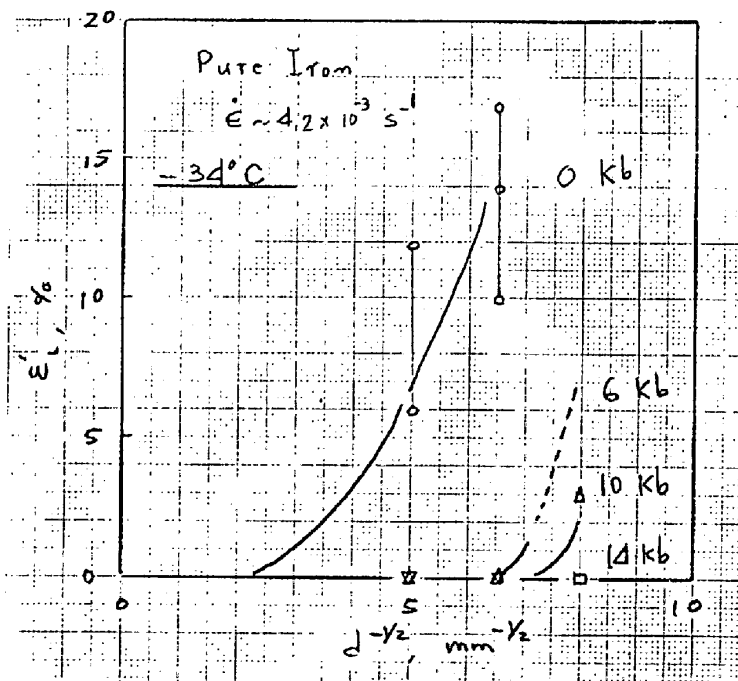


Fig. 2

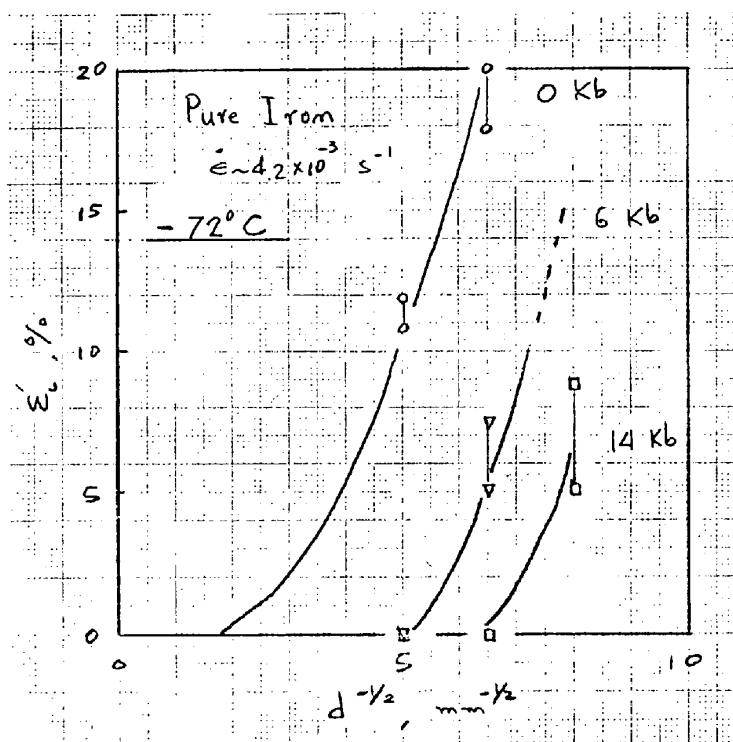


Fig. 3

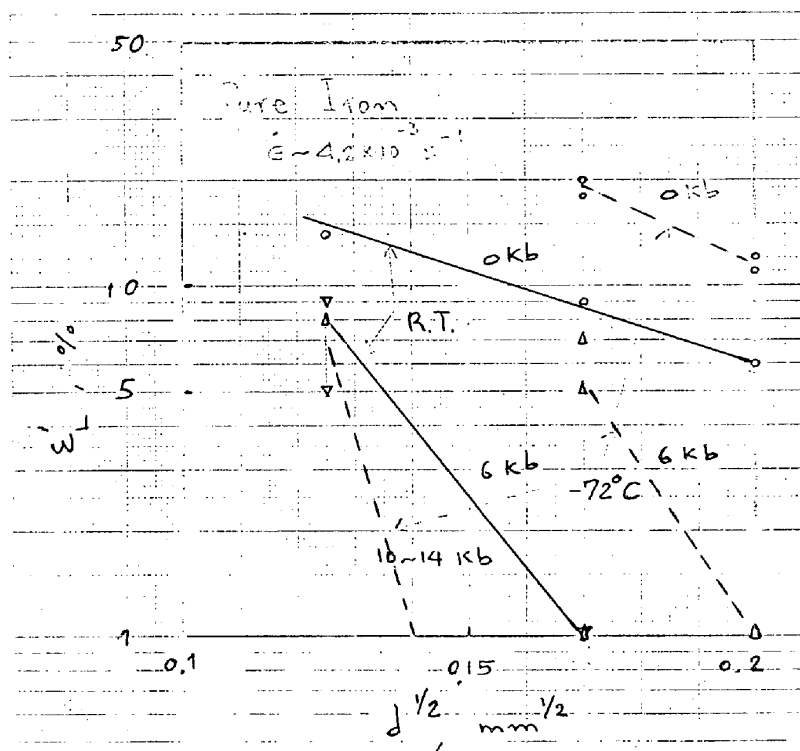


Fig. 4