（討21）鉄鋼の照射脆化に関する転位現象論

東大工学部　　井形直弘

§1 序　これまで鉄鋼の照射脆化については照射硬化すなわち照射による降伏強さの上昇を中心にして論じられてきた。(1)~(3) またその場合硬化と微細組織要因との関連についても研究されてきている。(3)~(8) 本研究ではこれまで余りとりあげられなかった照射にもとづく加工硬化指数の変化と延性ロスの問題をとりあげこれを転位現象論的に解析することを目的としている。(9)(10)

§2 転位現象論

2.1. 加工硬化指数 n　加工硬化指数は真応力 σ と真歪 ϵ との関係が $\sigma=\alpha\epsilon^n$ の関係で示される場合の指数として定義されている。上降伏下降伏を伴う場合には不均一変形を生じているのでこの部分を除外して考えなければならない。鉄鋼を照射した場合 n 値は減少を示す。この n の値は転位を媒介として考えると次のようにあらわされる。

$$n=\frac{d\log\sigma}{d\log\epsilon}=\frac{d\log\sigma}{d\log\rho}\cdot\frac{d\log\rho}{d\log\epsilon} \tag{1}$$

式中 ρ は転位密度を示す。σ と ρ との関係は厳密には $\rho^{\frac{1}{2}}$ の関数であらわされる。

$$\sigma=\sigma_i+\alpha\mu b\rho^{\frac{1}{2}} \tag{2}$$

ここで μ はせん断弾性率, b はバーガースベクトル, α は1.5以下の定数, σ_i は摩擦力の項でobstacleが増加する場合は σ_i の値が上昇する。(2)式より

$$\frac{d\log\sigma}{d\log\rho}=\frac{\frac{d\sigma}{\sigma}}{\frac{d\rho}{\rho}}=\frac{\frac{1}{2}\alpha\mu b\rho^{\frac{1}{2}}}{\sigma_i+\alpha\mu b\rho^{\frac{1}{2}}}=\frac{1}{2}\left[\frac{\sigma-\sigma_i}{\sigma}\right]=\frac{1}{2}\left[1-\frac{\sigma_i}{\sigma}\right]\leq\frac{1}{2}\left[1-\frac{\sigma_i}{\sigma_u}\right] \tag{3}$$

ここで σ_u は引張強度を示す。$\log\sigma$ と $\log\rho$ は厳密には σ によって変化するが σ のある範囲内の値に対しては直線関係として取扱うことができ，その間は σ_i によって大きく変る。(3)式より $\sigma_i\simeq 0$ の場合には $d\log\sigma/d\log\rho$ は 0.5 となり，$\sigma_i\simeq\sigma_u$ のような σ_i の大きな値の場合には 0 まで低下する。

次に転位の増殖機構については Frank Read 型増殖機構（転位源と同一平面内での増殖）と Gilman 型増殖機構（交叉辷りによる増殖）とが考えられている。前者の場合 $\epsilon_F=C_F\rho_F^2$，後者の場合 $\epsilon_G=C_G\rho_G$ と云う関係であらわされる。従って $d\log\rho/d\log\epsilon$ の値は F.R. 型のみの場合は 0.5，G型の場合には 1.0 と云う値が考えられる。若し両者が混在する場合には ρ_F/ρ，ρ_G/ρ を一定と考えて

$$\epsilon=\epsilon_F+\epsilon_G=C_F'\rho^2+C_G'\rho \tag{4}$$

従って

$$\frac{d\log\rho}{d\log\epsilon}=\frac{1}{\frac{d\log\epsilon}{d\log\rho}}=\frac{1}{\frac{d\epsilon}{d\rho}\left(\frac{\rho}{\epsilon}\right)}=\frac{1}{1+\frac{\epsilon_F}{\epsilon_F+\epsilon_G}} \tag{5}$$

この場合にも $\frac{d\log\rho}{d\log\epsilon}$ は厳密には ϵ と共に変化するが ϵ のある範囲内の値に対して一定値をもつとする。(5)式の場合 F.R. 型増殖から G 型増殖へその割合が増すに従って $d\log\rho/d\log\epsilon$ は 0.5 から 1 へ移り変ってゆく。obstacle が増加すると G 型増殖が増すものと考えられる。ただし channeling などの場合は別に考えねばならない。

(1), (3) 及び (5) 式より n の値としては $\sigma_i\simeq 0$ の場合 $d\log\sigma/d\log\rho\simeq 0.5$ $d\log\rho/d\log\epsilon\simeq$ 0.6 として $n\simeq 0.3$ と云う値をとり σ_i が増大するにつれて $n\simeq 0$ に近づくと考えられる。

2.2. 抗張伸び　抗張伸びは一般に次の2つの制約條件がある。その1つはn値による制約であり一般によく知られているように次の條件で制限される。

$$n = \epsilon_u \qquad (6)$$

これよりobstacleでnが減少するような場合当然 ϵ_u も減少せざるを得ない。第2の制約は金属組織的要因により $n > \epsilon_u$ となる場合があるという点である。それは転位密度がある限界値をとることによってクラックを生じはじめると考えれば理解できる。純鉄の場合降伏強さおよび引張強度を示す点での転位密度を ρ_e, ρ_t, 粒径を d とすると, 図1に示されるように次の関係がある。

$$\rho_e d = C_1 \quad , \quad \rho_t d = C_2 \qquad (7)$$

降伏強さにおける関係は次のように考えられる。すなわち弾性変形を緩和するために生じた転位による歪エネルギーが粒界エネルギーにバランスしているとし, 転位線のもつ歪エネルギー(コアのエネルギーを省略)を $\frac{1}{2}\mu b^2$ であらわし粒界エネルギーを γ_B とすると次式が成立つ。

$$\frac{4}{3}\pi\left(\frac{d}{2}\right)^3\rho_e\left(\frac{1}{2}\mu b^2\right) = 4\pi\left(\frac{d}{2}\right)^2\gamma_B \quad \text{又は} \quad \rho_e d = \frac{12\gamma_B}{\mu b^2} \qquad (8)$$

純鉄の場合 $\gamma_B = 780\ erg/cm^2$ とすると(8)式より $\rho_e d = 1.9\times10^7\ cm^{-1}$ となり実験値とよく一致する。次に降伏を過ぎた場合には転位密度も上昇するが粒界もCorrugated boundaryを生じ粒界面積がひろがりを示す。写真1はそれを示す。引張強さの点(荷重極大点)では粒内にクラックを生じはじめると仮定し, 転位の歪エネルギーが粒界エネルギーおよびクラック表面エネルギーとバランスすると考えると,

$$\frac{4}{3}\pi\left(\frac{d}{2}\right)^3\rho_t\left(\frac{1}{2}\mu b^2\right) = 4\pi\alpha\left(\frac{d}{2}\right)^2\gamma_B + 2\pi\beta\left(\frac{d}{2}\right)^2\gamma_S \qquad (9)$$

ここで α は粒界面積増加係数, β はクラック表面積の粒断面積に対する比, γ_S は表面エネルギーを示す。

$$\therefore \rho_t d = \frac{12\alpha\gamma_B + 6\beta\gamma_S}{\mu b^2} = \frac{48\gamma_B}{\mu b^2} = 4\rho_e d \qquad (10)$$

ここで $\alpha = 2$, $\beta = 2$, $\gamma_S = 2\gamma_B$ を仮定している。(10)式すなわち引張強さを示す点での転位密度は降伏強さ点での転位密度のほぼ4倍となることになるが図1の実験結果とよく一致している。ここでは金属組織因子に応じた臨界転位密度が存在するということを強調しておき度い。

若し粒内に歪中心となるobstacleが存在する場合には1コのobstacleの有する平均歪エネルギーを E_0, obstacleの密度を N であらわすと(8)式および(10)式における $\rho_e(\frac{1}{2}\mu b^2)$ 又は $\rho_t(\frac{1}{2}\mu b^2)$ の代りに夫々 $\rho_e(\frac{1}{2}\mu b^2)+NE_0$, $\rho_t(\frac{1}{2}\mu b^2)+NE_0$ と置かなければならないので ρ_e および ρ_t は次のようにあらわされる。

$$\rho_e = \frac{12\gamma_B}{\mu b^2 d} - \frac{2NE_0}{\mu b^2} \qquad (11)$$
$$\rho_t = \frac{48\gamma_B}{\mu b^2 d} - \frac{2NE_0}{\mu b^2}$$

(11)式はobstacleにより ρ_t の値が低くなることを示している。

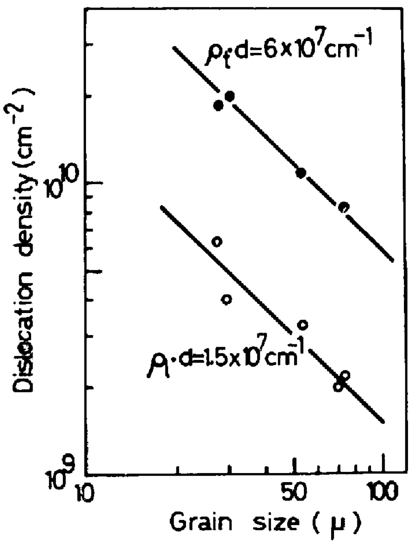


図.1. 降伏強さおよび引張強度点における転位密度と粒度の関係

ここで先に述べた $\log\rho$ の $\log\epsilon$ に対する係数を m とし $\epsilon=1$ における転位密度を ρ_0 とすると，

$$\rho \doteqdot \rho_0\,\epsilon^{m} \qquad (12)$$

但し m は先にも述べたようにある範囲内で一定としている。
$\rho=\rho_t$ のとき $\epsilon=\epsilon_u$ であるとすると

$$\epsilon_u=\left(\frac{\rho_t}{\rho_0}\right)^{\frac{1}{m}} \qquad (13)$$

写真1　降伏後加工硬化過程で形成されるcorrugated boundary[10]

(13)式は粒内にobstacleが存在し臨界転位密度を小さくしたりまた転位の増殖を促進したりするような場合には ϵ_u は n 値と関係なく小さくなる。転位が臨界転位密度に達しミクロクラックを発生する場合には，その部分の試片断面積 A の減少速度は引張応力の歪速度依存性 $\sigma=K\dot{\epsilon}^{P}$ より

$$-\frac{dA}{dt}=\left(\frac{P}{K}\right)^{\frac{1}{P}}A^{\left(1-\frac{1}{P}\right)} \qquad (14)$$

(ここで P は引張指数である)となり A のわずかな変化が大きく影響し，ネッキングを生じ易くなる。

2.3. 照射にもとづく加工硬化指数および抗張伸びの減少　中性子照射を受けた純鉄および鉄合金中では点欠陥と固溶N原子又はC原子が複合点欠陥を形成し転位の運動に対するobstacleとなって照射硬化を生ずることについてはこれまでに報告されてきている。また時効の場合にもobstacleによる硬化という点では同じような取扱いができる。

加工硬化指数については(3)および(5)式で考えられる。$d\log\sigma/d\log\rho$ は照射又は時効によるobstacle形成のため σ_i の上昇がみとめられ，そのため0.5以下0に向って変化する。$d\log\rho/d\log\epsilon$ は σ_i 上昇によりGilman機構の増殖が多くなるためと考えられるが σ_i の上昇と共に0.5から1.0まで変化する。(Channelingを除く)その結果として n の値は0.3近くの値から0近くまで減少する。(図2参照)

抗張伸びの照射又は時効による減少については先ず第1に n 値が著しく減少することにより ϵ_u の値も共に低下せざるを得ない。次に n の値より低い場合でも金属組織要因によっては ϵ_u は低い値を示す。(13)式から判るように照射又は時効によるobstacleは (ρ_t/ρ_0) 値の減少を来す。図3は σ_i の上昇による (ρ_t/ρ_0) の低下および ϵ_u の減少を示している。

次に図4には加工硬化指数 n (実験値)と抗張伸び ϵ_u との関係を示している。照射前，照射後，時効後何れの場合も $n \geqq \epsilon_u$ の関係を示している。

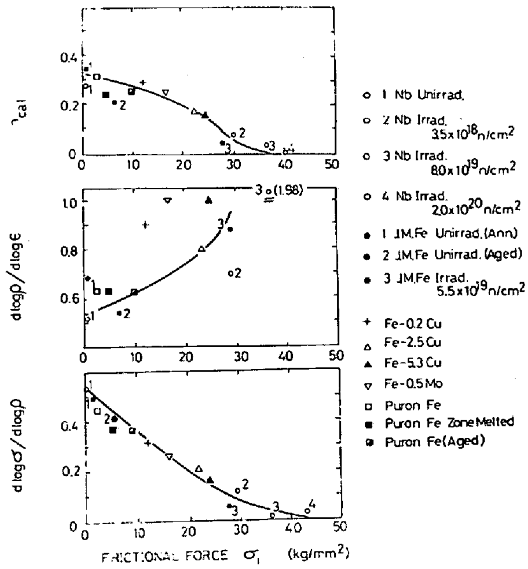
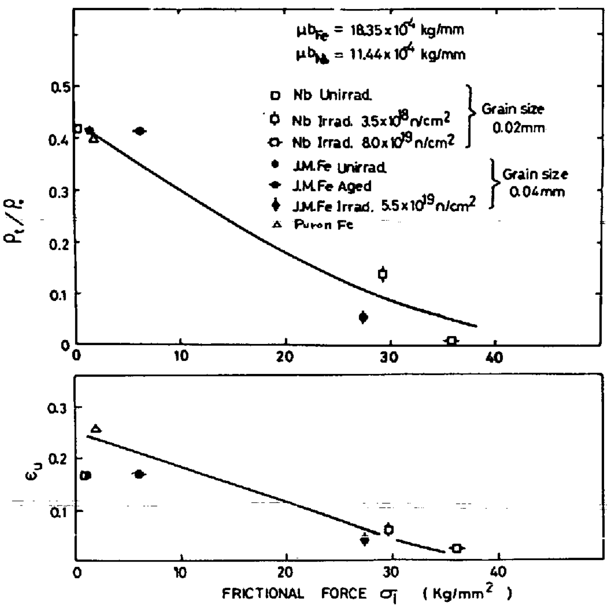


図2　$\frac{d\log\sigma}{d\log\rho}$，$\frac{d\log\rho}{d\log\epsilon}$ および n の計算値と σ_i の関係[9][10]



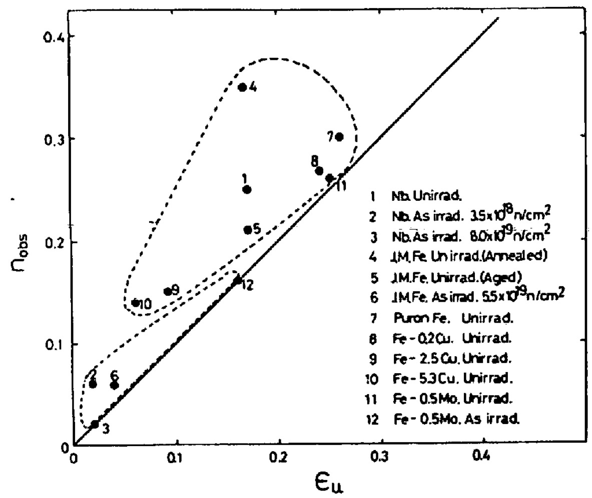


図4 n と ϵ_u の関係 (9)(10)

図3 ρ_t/ρ_0 及び ϵ_u と σ_i の関係 (9)(10)

§3 結言　以上より中性子照射にもとづく脆化に関し転位理論的に検討し次の結果が得られた。

① 照射(又は時効)により加工硬化指数は減少するがその主な要因は $\frac{d\log\sigma}{d\log\rho}$ が σ_i の上昇のため小さくなることである。

② 照射(又は時効)により抗張伸びは減少するがこの要因の1つは n 値が減少することであり，他のそれは照射(又は時効)によって臨界転位密度が小さくなり転位増殖が変化するためである。

引 用 文 献

(1) N. Igata and R. R. Hasiguti, Trans. Iron and Steel Inst. Japan 8(1968)25

(2) N. Igata and R. R. Hasiguti, J. Nuclear Materials 30(1968)234

(3) 井形直弘，日本金属学会会報 11(1969)764

(4) N. Igata, R. R. Hasiguti and S. Seto, Trans. Iron and Steel Inst. Japan 10(1970)21

(5) N. Igata, R. R. Hasiguti, E. Yagi, U. Nishiike and K. Watanabe, ASTM STP484(1971)128

(6) N. Igata, R. R. Hasiguti and K. Watanabe, Proc. 4th United Nations Int. Conf. on Peaceful Uses of Atomic Energy Vol 10(1972)153 Part 2

(7) N. Igata, K. Watanabe and S. Sato, ASTM STP529(1973)63

(8) N. Igata, R. R. Hasiguti and K. Watanabe, Proc. of the 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys Vol 1(1973)21

(9) N. Igata, H. Kayano and K. Watanabe, to be published. (1974)

(10) N. Igata, S. Sato, H. Kayano and S. Seto, to be published. (1974)