固体の破壊過程と結晶塑性

成 田 舒 孝* 東 田 賢 二**

1. は じ め に

固体材料の破壊は、基本的には原子間結合の切断によって起る。しかし、一般の固体は、これを均質と見なして結合力から求められる理想強度の $1/100 \sim 1/1000$ の強さしか有しておらず、また、ダイヤモンド⁽¹⁾のような結合力の大きな固体でさえ、塑性変形しうる金属、例えば压力容器用鋼⁽²⁾の数 10 分の 1 の靱性値を与えるにすぎない。これらは、破壊過程が固体の結合力のみ支配されるのではなく、微視的クラック(き裂)などの導入による応力状態の局所変則性⁽³⁾やその塑性緩和過程に強く影響されることを意味している。いま、このようなき裂の解析に弾性論を適用すると、その先端部が弾性特異点となって、載荷状態で応力が発散するようになる。しかし、実際の固体では、原子の不連続配列や原子間力の非線形性のため、そのような発散は生じないはずである。それゆえ、破壊の過程を連続的に扱う場合には、その適用限界をあらかじめ把握しておく必要がある。近年、この問題は、格子理論や分子動力学の手法によって計算され^{(4)~(6)}、連続体的取り扱いから得られた諸量、例えば、破壊感受性の尺度としての応力拡大係数⁽⁷⁾の有効性やき裂先端コア(数原子径)外での応力場の適合性が示されたことから、破壊研究の見通しは明るなものとなった。これら研究の進展にともない、以前から Dagdale⁽⁸⁾や Bilby ら⁽⁹⁾によっても扱われたき裂先端の塑性緩和効果も、具体的な形でその物理的意味を議論できるようになっている⁽¹⁰⁾。一方、塑性変形によるき裂形成過程については、Cottrell の仕事⁽¹¹⁾をはじめとして種々の考え方が提唱され(例えば、Smith の概説⁽¹²⁾を参照)、今日では破壊力学的靱性評価の問題とも関連させて考察されはじめている⁽¹²⁾⁽¹³⁾。

* 京都大学助教授；工学部冶金学科

** 京都大学助手；工学部冶金学科

The Role of Crystal Plasticity in the Fracture Process of Solids; Nobutaka Narita, Kenji Higashida (Faculty of Eng., Kyoto Univ., Kyoto)

Keywords: fracture, crack, dislocation, crack-tip shielding, crystal plasticity, Joffe effect, hydrogen embrittlement, photo-elasticity, fracture toughness
1988 年 5 月 2 日受理

以下では、これらの研究をふまえて破壊過程に及ぼす塑性効果の基礎的問題を示すとともに、塑性変形とき裂形成ならびに材料の脆化との関連性についていくつかの例を挙げて説明する。

2. クラックの基礎的取り扱い

(1) クラック先端近傍の応力状態と転位

近年、材料の破壊感受性は予備き裂導入材を用いて評価されているので、まず、その先端近傍の応力状態から説明する。図 1 は、外力を負荷したときの力の伝達径路を力線で示したものである。き裂を含まない試片(図の(a))では、力線は試片軸と平行になるが、き裂が存在すると(図の(b))力線はそこを通過できず、き裂先端近傍の力線密度が増大して応力の集中することがわかる。き裂先端近くの応力 σ_{ij} は、一般にき裂先端を原点とした極座標 (r, θ) の位置で、

$$\sigma_{ij} = K_I f_{ij}(\theta) / \sqrt{r} \quad (1)$$

と与えられる。ここで、応力拡大係数 K_I は $K_I = \sigma_0 \sqrt{\pi a} \cdot S$ (σ_0 : 外力, a : き裂長さ, S : 試片の形状因子)と表され、 $f_{ij}(\theta)$ は θ に依存する関数である。ただし、式(1)は線形弾性計算の結果であり、応力は $r \rightarrow 0$ で発散する。原子配列を考慮した分子動力学計算によれば⁽⁶⁾、そのような発散は見られず、き裂先端の非線形変形の影

図 1 力の伝達径路を示す力線群, (a)単軸試片, (b)クラック導入試片(ECT), (c)クラックと転位の導入試片。

響で変位の増大がかなり広い範囲にまでおよぶが、応力はき裂先端から数原子以上離れると線形弾性論の結果とほぼ一致することを示している。従って、転位の取り扱いの場合と同様に、数原子径のき裂先端コア(芯)を考え、その外側で式(1)が成立すると見なせばよい。次に、図1(c)のようにき裂先端から転位が導入された場合、その先端近くの力線密度が低下し、いわゆる応力の遮蔽効果が現れる。いま、モードIの応力対称性を満足する図2のような転位配置、すなわち、バーガース・ベクトル b 、 $-\bar{b}$ の転位をそれぞれ複素共役な座標 z_0 、 $\bar{z}_0$ に配置した場合を考えると、任意の複素座標 z における Westergaard 応力関数 $Z_I(z)$ および実軸上で実数となる補正応力関数 $f_I(z)$ は⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾、

$$Z_I(z) = -\frac{\mu i}{4\pi(1-\nu)\sqrt{z}} \left[b \left(\frac{1}{\sqrt{z}-\sqrt{z_0}} - \frac{1}{\sqrt{z}+\sqrt{z_0}} \right) + \bar{b} \left(\frac{1}{\sqrt{z}+\sqrt{z_0}} - \frac{1}{\sqrt{z}-\sqrt{z_0}} \right) - \frac{z_0-\bar{z}_0}{2} \left\{ \frac{b}{\sqrt{z_0}(\sqrt{z}+\sqrt{z_0})^2} + \frac{\bar{b}}{\sqrt{\bar{z}_0}(\sqrt{z}+\sqrt{\bar{z}_0})^2} \right\} \right], \quad (2)$$

図2 クラックと転位。

$$f_I(z) =$$

$$\frac{\mu i}{4\pi(1-\nu)} \left\{ (b+\bar{b}) \left(\frac{1}{z-z_0} - \frac{1}{z-\bar{z}_0} \right) + (z_0-\bar{z}_0) \left\{ \frac{b}{(z-z_0)^2} + \frac{\bar{b}}{(z-\bar{z}_0)^2} \right\} \right\}, \quad (3)$$

と与えられる。ここで、 μ は剛性率、 ν はポアソン比である。複素座標 z の虚部を $x_2(=\text{Im}(z))$ と表すと、き裂面に垂直な応力 σ_{22} は、 $\sigma_{22} = \text{Re}[Z_I(z)] + x_2 \text{Im}[Z_I'(z)] + \text{Re}[f_I(z)]$ の式⁽¹⁴⁾から計算でき、NaCl結晶の場合には図3に示す応力分布が得られる。図の陰影を施した場所は圧縮応力の領域であり、外力を加えていないにも拘らず、き裂先端近傍でその圧縮応力の集中が生ずる。この応力は載荷時に外力からの引張りの応力集中を弱める働きをする。転位によるき裂先端近傍の応力 σ_{ij}^D は式(1)と同様の形式で示すことができ⁽¹⁶⁾、

$$\sigma_{ij}^D = k_D f_{ij}(\theta) / \sqrt{r}, \quad (4)$$

と表される。ここで、 k_D は転位による応力拡大係数であり、 $k_D = \lim_{z \rightarrow 0} \sqrt{2\pi z} Z_I'(z)$ の関係式⁽¹⁴⁾に式(2)を代入して、

$$k_D = -\frac{\mu}{1-\nu} \sqrt{\frac{2}{\pi \rho}} \cos \frac{\alpha}{2}$$

$$\left\{ b_1 \sin \frac{\alpha}{2} \cos \frac{3\alpha}{2} + b_2 \left(1 + \sin \frac{\alpha}{2} \sin \frac{3\alpha}{2} \right) \right\}, \quad (5)$$

と求められる⁽¹⁷⁾。ここで、 ρ 、 α 、 b_1 、 b_2 は図2に示す量である。載荷状態で転位の存在するときのき裂先端近傍での応力 σ_{ij}^T は、式(1)と(4)の和より、

$$\sigma_{ij}^T = (K_I + k_D) f_{ij}(\theta) / \sqrt{r} \equiv k_I f_{ij}(\theta) / \sqrt{r} \quad (6)$$

と書ける。ここで、 $k_I(=K_I + k_D)$ は局部応力拡大係数と呼ばれ⁽¹⁰⁾、き裂先端部の実際の応力に対応する係数である。多くの場合、転位はき裂先端部の応力集中を緩

図3 クラック先端近傍の転位による応力 σ_{22} の分布。陰影部は圧縮応力の領域。右図はクラック先端部の拡大図。外力を負荷していないが、先端部に圧縮の応力集中が出現する。

和するように導入されるので、 k_D は式(5)のように負となり、 $k_1 < K_I$ の関係を満足する。すなわち、転位は外力からき裂先端部へ集中する応力を遮蔽するように振舞う。

(2) クラックに作用する力と転位

き裂は弾性特異性を有する線欠陥の一種と見なせるので、き裂先端に作用する力は、転位に働く Peach-Koehler 力と同様に Eshelby の式⁽¹⁸⁾から導くことができる。この力 F_k は、弾性特異点周りの閉曲線 Γ に沿う積分、すなわち

$$F_k = \int_{\Gamma} \left(W n_k - \sum_i \sum_j n_i \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_k} \right) ds \quad (7)$$

から求められ⁽¹⁵⁾、Rice による J 積分⁽¹⁹⁾と等価であることがわかる。ここで、 W はひずみエネルギー密度、 $\mathbf{n}$ は Γ に垂直な外向きの単位ベクトル、 $\mathbf{u}$ は変位ベクトル、 ds は Γ に沿う線要素である。この式より、モード I の弾性き裂に対して作用する x_1 方向の力 F_1 は、平面ひずみ条件のもとで、

$$F_1 = (1-\nu) K_I^2 / (2\mu) \quad (8)$$

と求まる⁽⁷⁾⁽¹⁵⁾。また、転位が図 2 のように導入された場合でも、式(6)が式(1)と同形式であるので、 x_1 方向に働く力 F_1^* は、同様の計算によって、

$$F_1^* = (1-\nu) k_1^2 / (2\mu) = (1-\nu) (K_I + k_D)^2 / (2\mu) \quad (9)$$

と求められる。前述したように、 k_D は負となるので、 $F_1^* < F_1$ となり、転位導入によってき裂に作用する力は減少する。この減少量 $\Delta F_1 (= F_1^* - F_1)$ は、式(8)、(9)より $\Delta F_1 = (1-\nu) K_I k_D / \mu + (1-\nu) k_D^2 / (2\mu)$ と表され、右辺第 1 項は転位の K_I 応力場から受ける力に対する反力の項に対応し、第 2 項はき裂表面からの転位の鏡像力[†]に対する反力の項に対応する。それゆえ、き裂に働く力(き裂進展力)は F_1 およびき裂と転位との相互作用力を用いても表現できる。いま、多数の転位を考え、その i 番目の転位がき裂から受ける x_1 方向の力を、 $[F_{D(i)}]_{x_1}$ と表すと、き裂進展力 F_1^* は、

$$F_1^* = F_1 - \sum_i [F_{D(i)}]_{x_1} \quad (10)$$

と表現される。 $F_{D(i)}$ の具体的計算は、紙面の都合で省略するが、系の Goursat 応力関数 $\phi(z)$ 、 $\bar{\phi}(\bar{z})$ を求め⁽¹⁴⁾、式(7)を転位まわりの積分として導出される次式⁽¹⁵⁾⁽²⁰⁾、

$$F_{D(i)} = \frac{2\pi(1-\nu)}{\mu} \left[\operatorname{Res}_{z=z_i} \{(\phi'(z))^2\} + \frac{2}{\operatorname{Res}_{z=\bar{z}} \{(\phi'(z)\phi''(\bar{z}))\}} \right] \quad (11)$$

から計算すればよい。いま、 $F_{D(i)}$ が転位の運動抵抗 $b_i \sigma_{f(i)}$ と釣り合っていると考え、また、き裂に働く力 F_1^* が表面エネルギー 2γ に達したときき裂が進展するとすれば、臨界の K_I 値(K_{IC} 値)は、式(8)、(10)より、

† 他の転位が存在する場合、その転位からき裂を通じて受ける力も鏡像力に加わる。

$$K_{IC} = \left\{ \frac{2\mu}{1-\nu} [2\gamma + \sum_i (b_i \sigma_{f(i)} x_1)] \right\}^{1/2} \quad (12)$$

と与えられる。この式は、導入転位が多く運動抵抗の大きいほど、 K_{IC} 値が増加することを示し、塑性仕事を考慮した Orowan の式⁽²¹⁾の別の表現となっている。しかし、加工硬化を含めた $\sigma_{f(i)}$ の内容や導入転位量などが未だ理論的に定式化されておらず、靱性値の予測にはその分野の発展が必要である。

(3) クラック先端からの転位の生成

モード I のき裂先端から x_1 方向と角度 α をなす面上に 1 本の刃状転位(b_e)が導入された場合、その転位に働くき裂からの力 $F_D(\alpha)$ は⁽²²⁾⁽²³⁾、

$$F_D(\alpha) = \frac{b_e}{\sqrt{2\pi\rho}} \left[\frac{K_I}{2} \sin \alpha \cos \frac{\alpha}{2} \right] - \frac{\mu b_e^2}{4\pi(1-\nu)\rho} \quad (13)$$

と求められる。ここで、 ρ はき裂先端と転位の間の距離であり、転位導入により生ずるき裂鈍化の効果を無視している。いま、 ρ がき裂芯と転位芯の大きさの和 ρ_c のところで⁽¹⁰⁾、 $F_D(\alpha)$ が転位の運動抵抗 $b_e \sigma_f$ とつり合ったとき、転位が生成されると考えると⁽²³⁾、その時の臨界の応力拡大係数 K_{IE} は、式(13)より、

$$K_{IE} = \frac{2}{\sin \alpha \cos(\alpha/2)} \left\{ \frac{\mu b_e}{2(1-\nu)\sqrt{2\pi\rho_c}} + \sigma_f \sqrt{2\pi\rho_c} \right\} \quad (14)$$

と求まる。Thomson⁽¹⁵⁾は、理論計算から、0 K で Cu, Al, Ni が $K_{IE} < K_{IC}$ 、また、Fe, MgO, Si が $K_{IE} > K_{IC}$ となることを示し、さらに転位の張出しを考慮して転位生成の熱活性化エネルギーを求めている。

3. 塑性変形によるクラックの形成

bcc 金属など変形応力の温度依存性の大きな金属を低温で変形している際に、伸びに伴う応力の上昇がほとんどないにも拘らず、突然破壊に至る場合がある⁽²⁴⁾。これは、破壊が Griffith 核のような先在欠陥にのみ支配されるのではなく、塑性変形によっても誘発されうること強く示唆するものである。塑性変形の関与する破壊機構は、最初 Stroth⁽²⁵⁾や Petch⁽²⁶⁾によって定量的に取り扱われ、粒界への転位堆積によるき裂生成を考慮して破壊応力の粒径依存性を定式化している。次いで、Cottrell⁽¹¹⁾は、bcc 金属における異なった 2 つの面上のすべり転位が、

$$(a/2)[\bar{1}\bar{1}1]_{(101)} + (a/2)[111]_{(10\bar{1})} \rightarrow a[001] \quad (15)$$

のように合体し、さらに後続の転位もこれに合体することによって(001)面に沿うき裂の生成に至ることを定量的に示した。その後、塑性変形によるき裂生成機構

は、すべり変形に加え双晶変形による機構も多数報告され⁽¹²⁾⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾，例えば，双晶同士の交差^{(29)~(31)}や双晶の自由表面との交差⁽³²⁾などによるき裂生成が報告されている。しかし，このような研究の進展にも拘らず，bcc 金属のように独立したすべり系の多い結晶が，なぜ応力集中のすべりによる緩和よりもき裂生成を選択するのか，などの基本的問題について十分な理解が得られていないのが現状である⁽¹²⁾⁽³¹⁾。

き裂生成の問題を扱う場合，今から半世紀以上前に NaCl 結晶で見い出された Joffe 効果⁽³³⁾について知っておく必要がある。この効果は，試片表面を溶解しながら変形すると破壊応力の上昇の見られる現象であり(図 4)，Joffe によれば⁽³³⁾，普通 4.3 MPa 程度の破壊応力を示す NaCl 結晶もこの方法によってしばしば破壊応力 100 MPa を与え，まれには理想強度に近い 1.6 GPa に達したと報告している。この現象から試片表面でのき裂生成が予想でき，図 5 の光弾性像からも確認される[†]。図の試片の引張軸は $[010]$ ，観察面は (001) ，また (010) 面の法線応力 σ_{22} の分布を明瞭に出すため，入射偏光子の方向と $[100]$ とのなす角 β を $\pi/4$ にとっている。図の(a)の左側に二つのすべり線が表面近くで交差しているが，この部分が白く光り応力の高まっていることがわかる。この部分の幾何学的様相を示したのが図の(c)で，(1)のすべり線の出現後，(2)のすべり線が現われ，その交差線上には，式(15)と類似して

$$(a/2)[110]_{(110)} + (a/2)[\bar{1}10]_{(110)} \rightarrow a[010] \quad (16)$$

なる反応⁽¹³⁾で生じた転位が存在するものと考えられる。図の(b)は，その 1/30 s 後のビデオ映像で，上で述べた試片表面近傍のすべり線の交差部にき裂が出現し，その部分の明るさが減少して応力の緩和されたことがわかる[†]。その後このき裂は断続的に進展し，試片の破断に

図 4 NaCl 結晶を空気中およびエタノール水溶液中で変形したときの応力-ひずみ曲線[†]。エタノール濃度は質量%，その濃度が低いほど NaCl の表面溶解が速く，Joffe 効果が顕著に現れる。

[†] 成田舒孝，東田賢二，鳥居 健：未発表。
Joffe は，表面き裂の確認や応力-ひずみ曲線を示していないので，ここでは我々のデータを示した。

図 5 NaCl 結晶における表面近くのクラック形成[†]。(a)クラック形成直前の光弾性像。(b)クラック形成直後の光弾性像((a)の 1/30 s 後， $\beta = \pi/4$)。(c)すべり線の幾何学的模式図。

至った。NaCl 結晶で見られる試片表面近傍でのき裂生成は，他の材料の破壊機構解明にも有用な情報を与えるものと期待できる。

4. クラック先端からの転位生成と破壊靱性

(1) 光弾性法による転位生成と応力状態の観察

光弾性解析は，透明な結晶の応力分布を観察するのに適している。いま，簡単のため試片を等方弾性体とし，偏光板を直交させた条件のもとでの透過光強度 I は，入射光強度を I_0 として，

$$I = I_0 \sin^2(2\beta + 2\theta) \sin^2(\delta/2) \quad (17)$$

と与えられる⁽³⁴⁾。ここで， β は 2 節で述べた x_1, x_2 座標における x_1 方向と入射偏光子の方向との角， θ は x_1 方向と応力の主軸とのなす角， δ は位相差で

図6 転位列の有無によるクラック近傍の光弾性像の違い($\beta = 0$, 外力負荷状態の NaCl 結晶)⁽³⁵⁾. 観察面(001).

図7 転位列の光弾性像と食凹像との対応⁽³⁵⁾. 2つの写真は同じ NaCl 試片の同一視野のもので, 除荷重状態で撮影された. 光弾性像は $\beta = 0$ の場合である. 観察面(001).

$$\delta = (2\pi/\lambda)qd\{\sigma_{22}-\sigma_{11}^2+4\sigma_{12}^2\}^{1/2} \quad (18)$$
と与えられる⁽³⁴⁾. ここで, λ は光の波長, q は光弾性定数, d は試片の板厚, σ_{22} , σ_{11} , σ_{12} は上述の x_1x_2 座標における応力成分である. これらの式を用いて $\beta = 0$ に対して計算された光弾性像と実際に観察された像との対応を図6に示す. 転位が導入されると, 転位列に沿って筋状模様が入り, $\beta = 0$ の条件で転位導入をその場観察できることがわかる. 図7に, 除荷重時の転位列の光弾性像と転位の食凹像との対応を示す. 比較的まばらな転位列でも明瞭な光弾性像を与えている. 顕微鏡で光弾性像を観察しながら, 試片に一定速度で外力を加えていくと, き裂先端から数 100 μm の転位列模様が一時にして現われ, ゆっくり先端から出現する例は極めて少ない⁽³⁵⁾. 転位生成のための臨界 K_I 値(K_{IE})は式(14)から転位の運動抵抗に依存すると考えられるので, γ 線照射や試験温度の低下により NaCl 結晶の降伏応力 σ_y を変化した場合の K_{IE} 値の測定結果を図8に示す⁽³⁵⁾. 図には, 参考のため転位の食凹観察から求めた K_{IE} 値および

図8 K_{IE} 値と K_{IC}^* 値の降伏応力(σ_y)依存性.

K_{IC}^* の実測値(K_{IC}^* : 塑性域が基準⁽³⁶⁾より拡大した場合も含めたみかけの K_{IC} 値)も示した. 光弾性法と食凹法による K_{IE} 測定値はほぼ一致して σ_y の上昇とともに増大している. K_{IE} 値の外挿線と K_{IC}^* 値の内挿線との交点より σ_y の大きい側では, K_{IC}^* 値はほぼ一定となる. ここでは $K_{IC}^* = K_{IC}$ であり, 式(12)から転位の寄与を除いて γ を求めると, 報告値⁽³⁷⁾に近い 0.3 J/m² 程度の値が得られる. σ_y が低下して, 転位が生成されはじめると, K_{IC}^* 値は一旦上昇する. この上昇は, 2節で述べた転位による応力遮蔽効果のためと考えられる. この効果の存在は, $\beta = \pi/4$ の条件のもとで光弾性像を追跡した図9からも理解される⁽³⁵⁾. $\beta = \pi/4$ では, $\beta = 0$ の場合のような明瞭な転位列像は現れないが, $(\sigma_{22}-\sigma_{11})$ の応力に強く依存する像が得られる. 転位導入後の光弾性像は, 導入前の像とは異なり, 図の(d)を見るときき裂先端近傍が暗く応力遮蔽の生じていることがわかる. また, 図の(e)→(f)で K_I 値を低下させると, き裂先端部の光弾性像が拡大し, 図3で示した転位による圧縮の応力集中が除荷によって顕在化したことを示している. なお, 図に示した転位導入後の光弾性像は, き裂先端近傍を無転位領域(DFZ)⁽²³⁾として計算された像とよく対応す

図9 転位導入前(上段)と転位導入後(下段)の光弾性像($\beta = \pi/4$, NaCl 結晶)⁽³⁵⁾. 撮影は, (a) → (b) → (c) → 転位導入 → (d) → (e) → (f)の順で行われた. (a)と(f), (b)と(e), (c)と(d)における K_I 値はそれぞれ 0.0, 6.6, 11.8 $\text{kPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ である. 観察面(001).

る⁽³⁵⁾.

次に, 延性-脆性せん移との対応を考えると, 図8の横軸 σ_y は試験温度にも換算できるので(σ_y は低温で上昇する), $K_{IC}^* = K_{IE}$ の点とそのせん移点に相当する. この点より σ_y を低下させると, 前述のように K_{IC}^* 値は一旦上昇し, その後大きく減少している⁽³⁸⁾. この減少する領域では, すべりがよく活動しその塑性域も拡大したが, き裂先端の開口変位(CTOD)が数 100 nm 以上に達したものは少ない. Ahlquist は⁽¹³⁾, き裂先端近くのすべりが式(16)の反応によって微視的き裂を発生させ, 主き裂の進展を容易にすると報告している. とくに, NaCl 結晶では, γ の小さいこと, 転位線エネルギーが大きな b に起因して比較的大きいこと⁽³⁹⁾ などのため, Cottrell による微視的き裂の生成条件⁽¹¹⁾ からみわかるように, 上述の機構が強く働いて K_{IC}^* 値の顕著な減少をもたらしたものと理解される. なお, 塑性域の拡大に対応して大きな試片を用いる一般の K_{IC} 試験では, 塑性域より外側の弾性域からの拘束, つまり応力遮蔽が有効に作用してすべりの活動を抑制するため, σ_y の低下に伴って K_{IC} 値はせん移点の付近から上昇のちほぼ一定となることが多い⁽⁴⁰⁾. ここで, σ_y の低下による K_{IC} 値上昇の上限は, 上述のようにき裂先端近傍での微視的き裂生成の容易さに依存すると考えられるので, それが容易な NaCl などの材料では低く, また, 困難な

材料では高くなって式(12)に示す状態に近づくものと予想される.

(2) 転位分布と破壊靱性

外力によって生ずるき裂先端近くの応力状態は式(1)によって与えられるが, その先端から離れると他の応力項が現れて応力分布は試片形状に大きく依存するようになる⁽¹⁷⁾⁽⁴¹⁾. 例えば, き裂面が $x_1 < 0$ の(010)面にあり, 外力の方向が[010]である場合の ECT(edge-cracked tension)試片および DCB(double cantilever beam)試片における(110)面上のせん断応力は, 前者がき裂の斜め前方で, また後者がき裂先端から斜め後方で大きく

図10 試片形状による導入転位分布の違い(NaCl 結晶の食凹像)⁽¹⁷⁾. 観察面(001).

なるため、転位は、それぞれき裂先端の前方および後方に導入される傾向をもつ(図 10)⁽¹⁷⁾。DCB 試片の応力分布が ECT 試片のそれと異なる原因は、DCB 試片の beam に生ずる曲げ応力によってき裂面に平行に強い引張応力が現れるためである。それぞれの試片にほぼ同量の転位を室温で導入し、77 K での K_{IC} 値を測定した場合、いずれも転位導入により K_{IC} 値は増加するが、その増加量は ECT 試片が DCB 試片に比べて大きい⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。この傾向は、式 (5)における α として、ECT 試片で $\alpha = 45^\circ$ 、DCB 試片で $\alpha = 135^\circ$ の方向に転位の多いことを考慮すれば理解される⁽¹⁷⁾⁽⁴²⁾。すなわち、転位による応力遮蔽効果は、導入転位量のみならず導入転位の分布にも強く依存する。NaCl 結晶の 77 K での K_{IC} 値は、室温の転位導入に伴って数 10% 増加したのち直ちに飽和するが⁽¹⁷⁾、Fe-5 質量%Si 合金結晶の K_{IC} 値は、転位導入によって容易に 2 倍以上に達する⁽⁴³⁾。このように、 K_{IC} 測定と転位導入の温度が異なる場合でも、前節で述べた微視き裂生成の難易が K_{IC} 値に反映すると見られる現象を呈する。

5. 応力遮蔽効果と脆性

転位による応力遮蔽効果は、式 (9) に示されるようにき裂先端に作用する力を減少させ、靱性値の向上あるいは脆性から延性へのせん移に重要な働きをしている。常温で転位生成を伴わずにき裂の進展する Si などの結晶が低い靱性値を有し⁽⁴⁴⁾、また鉄鋼材料などの金属が高い靱性値⁽⁴⁰⁾をもつのは、上述の効果の有無に起因する。しかし、遮蔽効果を広義に解釈して、他の応力緩和機構、例えば、き裂先端部への溶質原子の集積などを含めるとこの効果に別の側面が現れる。以下では、水素の濃化域や水素化物の生成を伴ってき裂の進展する V⁽⁴⁵⁾ や Nb⁽⁴⁶⁾ などの水素脆性を例にして、この問題を簡単に述べる。

き裂先端近傍における水素化物や水素濃化域は K_I 応力場を緩和するように形成されるが、遮蔽転位の場合と基本的に異なる点が存在する。遮蔽転位の場合、それがき裂先端の前方あるいは後方に存在すると、それぞれき裂先端に斥力と引力をおよぼすため[†]、き裂進展力を減ずるように作用する。それに対して水素化物等の場合、き裂と引力を及ぼし合うように生成されるため、それがき裂先端の前方あるいは後方に存在すると、それぞれき裂進展力の増大、減少をもたらすことになる。ここで、水素化物等に含まれる水素がその引力によってき裂内に排出されないのは、V や Nb などの固体内に存在する方が化学的に安定なためである。水素の濃化した領域と K_I 応力場との相互作用力が大きくなる所はき裂前方で

あり、ここで形成される水素化物などがき裂進展を促進する。き裂先端近傍の格子間水素が非線形変形領域を生ずるように配列される場合、Barenblatt の結合力モデル⁽⁴⁷⁾に示された緩和型き裂との類似性が存在する。このモデルを拡張して得られた鈴木(平)による破壊応力の式⁽⁴⁸⁾から、 K_{IC} 値が次式のように求められる。

$$K_{IC} \simeq \left[\frac{4\mu P_c u_c}{(1-\nu)} \right]^{1/2} - \sqrt{\pi a} \cdot B \cdot \left(\frac{\Delta V}{V} \right) \quad (19)$$

ここで、 P_c 、 u_c はそれぞれ単軸応力下で原子面間の結合を切断するに必要な応力と変位であり、 B は体積弾性率、 $\Delta V/V$ はき裂先端部の水素化物等による体積変化率である。式の右辺第 2 項は水素化物等の効果を示し、この項の大きさだけ K_{IC} 値が減少する。水素化物は水素を多く含むので K_{IC} 値を大きく減少させるが、上述の考えは水素化物生成を伴わない場合の水素脆性にも適用できる。ただし、ここでは遮蔽効果の観点から水素脆性を述べたものであり、一般的な効果については、例えば結合力の低下⁽⁴⁹⁾や誘起塑性の効果⁽⁵⁰⁾などが上述の効果に重畳しうることを強調するに留め、詳細は他の解説⁽⁵¹⁾に委ねる。

6. おわりに

本稿では、破壊過程の結晶塑性との係わりについて、主として応力遮蔽効果を中心に話をまとめた。歴史の長い破壊研究の中でも、ここで取り扱った基礎的問題に対する研究は始まったばかりであり、まだ解決すべき多くの事柄が残されている。それにも拘らず、今日の破壊の基礎研究は、クラック論とも呼ぶべき破壊の物理的体系化を明確に指向しており⁽¹⁵⁾、近い将来、転位論にも匹敵する体系が築かれるものと予想される。本稿から、このような現状を少しでも察して頂いて、この分野に関心のもたれることを期待している。

文 献

- (1) S.N.Dub: *Proizvod. Primen. Sverkhtrverd. Mater.*, Ed by P. S. Kyslyi, Inst. Sverkhtrverd. Mater. AN USSR, Kiev, (1983), 75.
- (2) K.J.Miller: *Mechanical and Thermal Behaviour of Metallic Materials*, Ed. by G.Caglioti and A.F.Milone, North-Holland, Amsterdam, (1982), 97.
- (3) A.A.Griffith: *Phil. Trans. Roy. Soc.*, A 221(1920), 163.
- (4) C.Hsieh and R.Thomson: *J. Appl. Phys.*, 44(1973), 2051.
- (5) D.M.Estering: *J. Appl. Phys.*, 47(1976), 486.
- (6) B.de Celis, A.S.Argon and S.Yip: *J. Appl. Phys.*, 54 (1983), 2051.
- (7) G.R.Irwin: *J. Appl. Mech.*, 24(1957), 361.
- (8) D.S.Dagdale: *J. Mech. Phys. Solids*, 8(1960), 100.
- (9) B.A.Bilby, A.H.Cottrell and K.H.Swinden: *Proc. Roy. Soc.*, A 272(1963), 304.
- (10) I.-H.Lin and R.Thomson: *Acta Met.*, 34(1986), 187.
- (11) A.H.Cottrell: *Trans. AIME*, 212(1958), 192.
- (12) E.Smith: *Dislocations in Solids*, Ed. by F.R.N.Nabarro, North-Holland, N.Y., 4(1979), 363.
- (13) C.N.Ahlquist: *Acta Met.*, 22(1974), 1133.
- (14) 石田 誠: き裂の弾性解析と応力拡大係数, 培風館, (1976), 11, 19, 55.

† ここで述べる斥力や引力は、力の x_1 方向成分でのみ考えている。

- (15) R.Thomson : *Solid State Physics*, Ed. by H.Ehrenreich and D.Turnbull, Academic Press, N.Y., 39(1986), 1.
- (16) 成田 舒孝 : 日本物理学会 41 回年会講演予稿集(第 2 分冊), (1986), 58.
- (17) N.Narita, K.Higashida and S.Kitano : *Scripta Met.*, 21 (1987), 1273.
- (18) J.D.Eshelby : *Solid State Physics*, Ed. by F.Seitz and D.Turnbull, Academic Press, N.Y., 3(1956), 79.
- (19) J.R.Rice : *J. Appl. Mech.*, 35(1968), 379.
- (20) S.-J.Chang : *Int. J. Fracture*, 16(1980), R79.
- (21) E.Orowan : *Repts. Prog. Phys.*, 12(1948), 185.
- (22) J.R.Rice and R.Thomson : *Phil. Mag.*, 29(1974), 73.
- (23) S.M.Ohr : *Mater. Sci. and Eng.*, 72(1985), 1.
- (24) 例えば, H.Matsui, S.Moriya, S.Takaki and H.Kimura : *Trans. JIM*, 19(1978), 163.
- (25) A.N.Stroh : *Proc. Roy. Soc., A* 223(1954), 404.
- (26) N.J.Petch : *Phil. Mag.*, 1(1956), 186.
- (27) C.N.Reid : *Met. Trans.*, 12A(1981), 371.
- (28) 例えば, 成田 舒孝 : 日本金属学会会報, 24(1985), 984.
- (29) D.Hull : *Proc. Roy. Soc., A* 278(1963), 5.
- (30) F.Terasaki : *Acta Met.*, 15(1967), 1067.
- (31) 成田 舒孝, 東田賢二, 喜多秀樹 : 材料, 36(1987), 854.
- (32) 坂本庸晃, 中村正久 : 鉄と鋼, 59(1973), 955.
- (33) A.F.Joffe : *The Physics of Crystals*, McGraw-Hill, N. Y., (1928), 62.
- (34) 例えば, 菅野 昭, 高橋 貴, 吉野利男 : 応力ひずみ解析, 朝倉書店, (1986), 77.
- (35) 東田賢二, 上野晋介, 鳥居 健, 成田 舒孝 : 日本物理学会 43 回年会予稿集(第 2 分冊), (1988), 23; *Proc. of MRS Conf. on Adv. Mater.*, に掲載予定.
- (36) *Annual Book of ASTM Standards*, Part 31, (1970), 911.
- (37) J.J.Gilman : *Fracture*, Ed. by B.L.Averbach, D.K.Felbeck, G.T.Hahn and D.A.Thomas, Tech. Press MIT and J. Wiley, N.Y., (1959), 193.
- (38) H.Koizumi and T.Suzuki : *Phys. Stat. Sol.*, 68(a)(1981), 579.
- (39) A.A.Maradudin : *J. Phys. Chem. Solids*, 9(1958), 1.
- (40) 例えば, M.L.Wilson, R.H.Hawley and J.Duffy : *Eng. Fracture Mech.*, 13(1980), 371.
- (41) 岡村弘之 : 線形破壊力学入門, 培風館, (1976), 196.
- (42) 成田 舒孝 : 分科会シンポジウム—金属の力学的性質に関連した巨視的現象と微視的現象の結びつき予稿集, 日本金属学会, (1986), 30.
- (43) N.Narita and J.Takamura : *Dislocations in Solids*, Ed. by H.Suzuki, T.Ninomiya, K.Sumino and S.Takeuchi, Univ. Tokyo Press, (1985), 621.
- (44) C.St.John : *Phil. Mag.*, 32(1975), 1193.
- (45) S.Takano and T.Suzuki : *Acta Met.*, 22(1974), 265.
- (46) M.Matsui, N.Yoshikawa and M.Koiwa : *Acta Met.*, 35(1987), 413.
- (47) G.I.Barenblatt : *Advances in Appl. Mech.*, 7(1962), 55.
- (48) 鈴木 平 : 日本金属学会会報, 25(1986), 899.
- (49) R.A.Oriani and P.H.Josephic : *Acta Met.*, 25(1977), 979.
- (50) C.D.Beachem : *Met. Trans.*, 3(1972), 437.
- (51) 例えば, 深井 有 : 日本金属学会会報, 25(1986), 633, 931; 26(1987), 208.

~~~~~ “水素脆性”とは? ~~~~~

理化学辞典にて、水素脆化を調べてみると、次のように書かれている。すなわち、「水素の吸収によって金属材料が脆化する現象。水素割れとも呼ぶ。」。このように、水素脆化を非常にグローバルな意味で定義している。ところが、専門の人たちの間では、こうはいかず次のような厳しい話が持ち上がって来る。

例えば、金属材料が水素を固溶限以上に吸収し、水素化物の形成を伴い脆化する場合を水素脆性の範ちゅうに入れてよいものかどうかといった議論などがそうである。もっと具体的にいうと、チタン合金などでは、水素化物の析出を伴い脆化するのがほぼ通説となっており、多量に水素を吸収し、既に水素化物が析出した状態では、脆化しているのは当然であり、それよりも、低水素含有量(固溶水素量)領域で、水素がどのように挙動し、脆化を招くかということのほうが、実用上では重要であり、しかも脆化の機構を解明するという点ではより学術的に価値が見いだせるとの見解から、前者を水素脆性と思なせるのだろうかというような問題である。

しかし、既に水素化物を析出してしまった状態での脆化挙動を検討することによっても、材料のミクロ組織の違いによる水素脆性挙動の差を検討することには意義がある。水素が関与した材料の脆化という点では、依然として水素脆性の領域を逸脱しているとは考え難い。

一般的な水素脆性の特徴は、主として鋼でのそれで議論されることが多い。その場合には、水素化物を形成して水素脆化するのではなく、鋼中に固溶する原子状水素が、結晶格子の結合力を低下させたり(格子脆化説)、分子状水素となりガス圧により割れを誘発したり(水素ガス圧説)するような水素脆性形態(この外、転位説、水素吸着説などがある)であるため、このような場合を拡散律速型水素脆化という。チタン(Ti)やジルコニウム(Zr)のように、水素化物が析出することによって脆化する場合を析出型水素脆化として区別することもある。しかし、一般には後者をいわゆる“水素脆性”から外してしまうべきであるとする考えが主流である。ところが、後者も複合語ではあるが、広い意味での水素脆性には違いない。

特に鋼での一般的な水素脆性の特徴を示さなくても、水素が関係している脆性を水素脆性と呼ぶことは、誤りではなさそうに思われる。すなわち、水素化物の析出した状態での脆化も、水素の関与した脆性であるといえよう。もっとも、水素脆性を細分類し、いかなる型の水素脆性であるかをわかりやすく表現して用いてゆくことは、聞き手あるいは読者にとって、より有意義であり、異論のないところである。

(豊橋技術科学大学 新家光雄)

~~~~~