

材料の破壊靱性

Basic Understanding of Fracture Toughness of Materials

九州大学大学院工学研究院
材料工学部門
教授工学博士 東田 賢二
Kenji Higashida

1. はじめに

鉄鋼材料を初めとした金属材料の破壊現象を考えると、その視点やアプローチには多種多様なものが有り、それについて全体感を持って論述することは容易なことではない。そのような中で、本稿では、破壊靱性の物理的意味を出来るだけ明確化することを目的として、結晶格子欠陥論を基盤とした亀裂-転位相互作用という観点から捉える考え方について概説する。

材料の破壊は亀裂の進展によって起こる。その際の究極的素過程は亀裂先端での原子間結合の切断である。このため、材料破壊に対する抵抗力、いわゆる破壊靱性を決める第1因子は原子間結合の性質や強さにある。しかし一般の金属材料の靱性は、それだけでは理解できない。第2因子として、亀裂先端近傍での応力集中の塑性緩和という複雑な問題が存在するためである。一般に材料の力学的性質を支配する組織は、加工された金属の転位組織のように、不均質なメゾ構造を有し、このメゾ構造の究明がミクロとマクロを結びつける鍵となる。靱性を理解する上でも、亀裂先端近傍の塑性域を構成する転位の挙動とその集団構造が重要な鍵となる。

材料の破壊靱性を転位論と結びつけて議論することは古くから行われてきた。とくに1970年代、St. JohnによるSi結晶の延性-脆性遷移に関する研究⁽¹⁾⁻⁽³⁾に端を発している。以下では、「亀裂と格子欠陥との相互作用」、なかでも亀裂先端に生成された転位による応力遮蔽効果⁽⁴⁾と脆性-延性遷移の取り扱いについて概説する。

2. 転位の巨視的破壊靱性への寄与

本節では、上記の結合性と塑性緩和の問題が亀裂-転位相互作用の観点からどのように定式化されるかについて述べる。亀裂先端近傍の応力 σ_{ij} は、よく知られるように、亀裂先端を原点とした極座標 (r, θ) の位置で、式(1)のように与えられる。

$$\sigma_{ij}^D = \frac{k_D f_{ij}(\theta)}{\sqrt{r}} \quad (1)$$

ここで、 K_I は外力による応力拡大係数、 $f_{ij}(\theta)$ は角度関数である。次に、外力によって亀裂先端近傍に転位が導入されると、それら転位により生み出されるき裂先端近傍の応力場も式(1)と同様の形式で、式(2)のように書ける。

$$\sigma_{ij}^D = \frac{k_D f_{ij}(\theta)}{\sqrt{r}} \quad (2)$$

ここで k_D は転位による応力拡大係数への寄与である。そこで戴荷状態で転位が存在する場合の応力 σ_{ij}^T は、式(3)のように書ける。

$$\sigma_{ij}^T = \sigma_{ij} + \sigma_{ij}^D = \frac{k_I f_{ij}(\theta)}{\sqrt{r}} \quad (3)$$

$$\text{ここで } k_T = K_I + k_D \quad (4)$$

と表され、 k_T は局部応力拡大係数と呼ばれ、外力からの寄与 K_I (外部応力拡大係数)ばかりでなく、亀裂先端近傍に存在する転位など弾性特異点からの内部応力の寄与 k_D (転位による応力拡大係数)も考慮した、亀裂先端に実質的に存在する局所的な応力拡大係数である。ここで k_D は、転位の位置、性格(バーガーズベクトルの刃状、ラセン成分の大きさ、符号)が決まれば具体的に計算できる。

このような局部応力拡大係数が存在する時、次式で示される亀裂先端を前進させようとする力(亀裂進展力(エネルギー開放率)) F_c が発生する。

$$F_C = \frac{k_I^2}{E}(1 - \nu^2) \tag{5}$$

この亀裂進展力 F_C が、表面張力 (表面エネルギー) γ_s による抵抗力を凌駕する時、破壊が起こる。その臨界条件は次式で与えられる。ここで E, ν はそれぞれヤング率, ポアソン比である。

$$F_C = \frac{k_I^2}{E}(1 - \nu^2) = 2\gamma_s \tag{6}$$

現実に我々が計測するパラメータは、外部応力拡大係数 K_I であるから、式(4) を式(6)に代入し、 K_I について解き、亀裂進展開始時の K_I すなわち限界応力拡大係数(破壊靱性値)を K_{IC} と表記すると次式を得る。

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{1 - \nu^2} - k_D} \tag{7}$$

上式(7)において、第1項は弾性定数と表面エネルギーとからなり、原子間結合性に直結した項であり、その値をグリフィスレベルと呼ぶ。第2項は上述のように転位による項であり、もし完全脆性破壊が起こり、転位が全く導入されなければ、第2項はゼロとなり、式(7)は通常のグリフィス理論の亀裂進展条件式と等価となる。しかし、一般の金属材料においては転位導入は避け難いものであり、この第2項の評価が重要な意味を持つ。そしてこの式(7)は、これにより転位という微視的結晶格子欠陥が破壊靱性値という巨視的力学物性値に結び付けられるという意味で重要な式である。また外部応力により亀裂先端から発生した転位による k_D は、一般に負の値 (外部負荷と逆符号) を持つため、転位の導入により破壊靱性値 K_{IC} は増加することになる。すなわち転位が導入された場合、その転位による k_D は、一般に外力による応力集中を緩和する (遮蔽する) ように働く。図1右図は、それを直感的に示したもので、引張応力により亀裂先端から生成された転位が図1左図のように配置したとき発生する亀裂面に向かう法線応力の分布を計算した結果である。この計算では外力は加えておらず、転位による内部応力場だけである。なお図中の陰影を施した領域は、応力値が負 (圧縮) であることを意味する。図中、転位の存在する場所に特異性が現れているが、それに加えて、亀裂先端にも圧縮の応力集中が発生してい

る。すなわち引張外力のもとで導入された転位の内部応力場は圧縮場 ($k_D < 0$) として作用する。この圧縮応力場は外力による引張応力集中を緩和 (遮蔽) し破壊靱性値を高める。これを転位による応力遮蔽効果と呼ぶ。

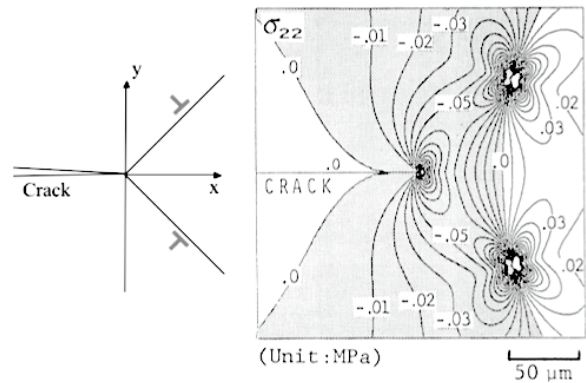


図1 亀裂先端近傍の転位による遮蔽応力場

3. 延性-脆性遷移

以上述べてきた転位遮蔽効果に加え、亀裂先端塑性域の形成は転位の移動に律速されると考えることで、フェライト系鉄鋼材料などで見られる温度変化に伴う破壊靱性の変化、すなわち延性—脆性遷移 (DBT) 現象を議論することが出来る。まず転位が亀裂先端から生成されるか否かの基準は、亀裂先端からの距離 r_c に1本の転位を置き、その転位に作用する力 f_d が正の値になる事とする。

$$f_d = f_A + f_M + \sum f_{ad} > 0 \tag{8}$$

ここで、 f_A は外力からの寄与、 f_M は亀裂自由表面からの鏡像力、 $\sum f_{ad}$ は転位間相互作用力の総和で、亀裂から2本目以降に生成された転位について考慮されねばならない。式(8)を満足した転位は、亀裂先端から運動を開始するが、その運動速度は、フェライト系の鉄鋼材料中の転位 (ラセン転位) のように比較的高いパイエルス障壁を持つ転位については、次式のアレニウス型の式により表されるとする。

$$v = v_0 \left(\frac{\tau_d}{\tau_0} \right) \exp\left(-\frac{Q}{kT} \right) \tag{9}$$

ここで τ_d はピーチ・ケーラーの式より $\tau_d = f_d/b$ で与えられる (b はバーガーズベクトルの大きさ)。 v_0, τ_0 は転位速度の観測実験より得られる定数、 Q は転位移動の活性化エネルギーでラセン転位のキンク対の形成に要するエネルギーと言われている。 k

はボルツマン定数である。以上の考え方をもとに、亀裂先端からの転位放出に伴う外部応力拡大係数 K_{Ic} と局部応力拡大係数 k_I の変化を、模式的に示したものが図2である。

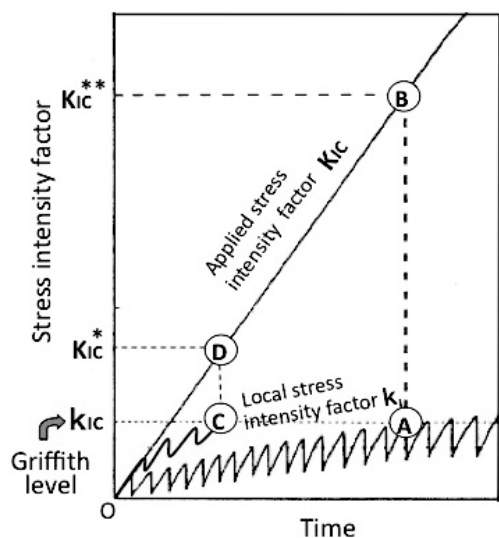


図2 転位放出に伴う局部応力拡大係数の変化

外部応力拡大係数が時間と共に一定の割合で増加し、亀裂先端から1本目の転位が生成された瞬間に、局部応力拡大係数 k_I は一時的に低下する。放出された転位がすべり面上を運動し、亀裂先端から離れていくと、その遮蔽効果は弱まるため、局部応力拡大係数 k_I は増加に転じ、やがて2本目の転位が放出される。同様のプロセスが次々と繰り返される結果、局部応力拡大係数は、図2に示すような鋸刃状の変化を辿る事になる。図中、原点を O として、 OA と OC に沿う2種類の鋸刃状の曲線が描かれているが、これは転位の放出・運動特性に変化が生じた場合を想定したものである。フェライト系の鉄鋼材料のように、転位の運動特性に式(9)で示される大きな温度依存性が存在すると、低温において転位速度が著しく低下し、先行転位の *back stress* で亀裂先端から放出される転位数が減少する。その結果、遮蔽効果が低減して OC に沿う曲線のように、早期に局部応力拡大係数 k_I が増加する。亀裂進展（つまり破壊）の臨界条件は、局部応力拡大係数 k_I がグリフィスレベルに達すること（式(6)で言えば亀裂進展力 F_c が表面張力 $2\gamma_s$ に等しくなる事）で与えられることから、転位の運動特性の低いケース OC では、破壊の生ずる外部応力拡大係数（すなわち破

壊靱性値）は D で示される応力拡大係数のレベル K_{Ic}^* となる。これに対して、転位運動特性の向上した OA のケースでは、 B で示されるレベル K_{Ic}^{**} と、より高い破壊靱性値を示すことになる。このように、転位運動特性の変化によって、材料の *BDT* が生ずる事になる。

図3はシリコン結晶において転位移動度に変化が生じたことを想定したシミュレーション結果であるが、式(9)中の転位移動の活性化エネルギーを $2.4eV$ から $1.5eV$ に変化させたときの遷移挙動の変化である。活性化エネルギーの低下、すなわち転位移動度の増大により、遷移温度の明確な低下が生じている。以上のように、シリコン結晶やフェライト系鉄鋼材料のように転位のパイエルス応力の高い材料においては、転位運動の難易によって、その靱性や延性-脆性遷移が律速されている。すなわちこれら破壊力学特性の改善には、そのような転位論を基盤とした基礎研究が重要であり、今後のさらなる進展が期待される。

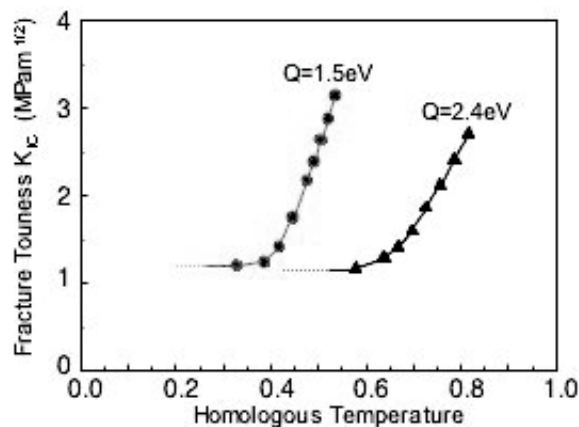


図3 延性—脆性遷移シミュレーション(Si 結晶).

Q : 転位移動の活性化エネルギー

参考文献

- 1) C. St. John : Philos. Mag., 32 (1975), 1193 - 212.
- 2) S. M. Ohr : Mater. Sci. Eng., 72(1985), 1-35
- 3) R. Thomson : Solid State Physics vol. 39, Academic Press, New York, 1986, p. 1-129.
- 4) K. Higashida, M. Tanaka, A. Hartmaier, Y. Hoshino: Mater. Sci. Eng., A 483-484 (2008),13-18.