

Q

破壊力学の教科書によると、き裂先端開口変位は降伏応力と縦弾性係数の積に反比例します。ストライエーション形成機構で進展する疲労き裂の進展速度は、同様な降伏応力と縦弾性係数依存性を示すはずだと思います。ところが、異なる材料系の疲労き裂進展速度は、応力拡大係数を縦弾性係数で除したパラメータで一義的に表示できるといわれています。これらは矛盾しているように思われますが、いかがでしょうか

参照 QNo.: FB-02, FB-10

A

破壊力学の教科書では、小規模降伏状態、平面ひずみ、弾完全塑性体の場合に、停止き裂(理想き裂)のき裂先端開口変位 CTOD は、次式で与えられる⁽¹⁾。

$$CTOD = \frac{K^2}{2E\sigma_Y} \dots (1)$$

ここで、 K は応力拡大係数、 E は縦弾性係数、 σ_Y は降伏応力、右辺分母の2は平面ひずみの場合の定数である。

大規模降伏状態、平面ひずみ、ひずみ硬化塑性体の場合には、ひずみ硬化塑性体を有効降伏応力 σ_{EY} の弾完全塑性体と近似し、CTODは次式で与えられる。

$$CTOD = \frac{J}{2\sigma_{EY}} \dots (2)$$

ここで、 J はJ積分、 $\sigma_{EY} = (\sigma_Y + \sigma_B)/2$ は有効降伏応力、 σ_B は引張強さである。

疲労き裂と停止き裂の差違は、塑性誘起き裂閉口の有無である。したがって、疲労き裂の場合にも、式(1)と式(2)における降伏応力(σ_Y , σ_{EY})依存性は、成立すると考えられる。

一方、疲労き裂進展速度 da/dN の実験結果は、ストライエーション形成機構の(塑性誘起き裂閉口が支配的な) da/dN の範囲において、小規模降伏状態の場合に、次式となる⁽²⁾。

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^2 \dots (3)$$

ここで、 ΔK は応力拡大係数範囲、 C は定数である。上式を形式的に、大規模降伏状態に拡張すれば、次式となる。

$$\frac{da}{dN} = C \frac{\Delta J}{E} \dots (4)$$

ここで、 ΔJ はJ積分範囲である。

上式は、下記に示す実験結果によって支持されている。

- (1) 強度(σ_Y と σ_B)の異なる鋼(フェライト系, マルテンサイト系, オーステナイト系)の da/dN は、すべて同じである(強度は異なるが、 E は同じ)。
- (2) da/dN に試験温度は影響を及ぼさない(強度は異なるが、 E は同じ)。
- (3) 他の合金系(アルミニウム合金など)の da/dN も、同じ特性(強度と試験温度の依存性)を示す。
- (4) 強度が同じで異なる合金系(鋼とアルミニウム合金)を比較すれば、 E の大きい合金(鋼, 200GPa)の da/dN は、 E の小さい合金(アルミニウム合金, 70GPa)の da/dN よりも2桁以上低

い.

以上に示したように、停止き裂と疲労き裂の材料特性依存性は、相違している。しかし、停止き裂の材料特性依存性は解析結果で、疲労き裂の材料特性依存性は実験結果である。同じ材料を用いて、停止き裂と疲労き裂の材料特性を検討した実験結果を、以下に示す⁽³⁾。

式(2)の関係は、弾塑性破壊靱性試験における塑性鈍化曲線($J-\Delta a$ 曲線)にほかならない。き裂長さ増分 Δa は、ストレッチゾーン幅 SZW として実測できる。また、SZW と CTOD の間に、 $SZW=CTOD/2$ の幾何学的関係が成立する。したがって、式(2)は次式で表示される。

$$SZW = \frac{J}{4\sigma_{EY}} \quad \dots(5)$$

しかし、数種類の合金系の実験結果では、式(5)は成立しない。代わりに、次式が成立する(図 1 参照)。

$$SZW = 89 \frac{J}{E} \quad \dots(6)$$

一方、式(4)の da/dN は、ストライエーション間隔 S として実測できる。また、応力比 $R = 0$ の場合に、 $\Delta J = J$ と表示する。数種類の合金系の実験結果では、次式が成立する(図 1 参照)。

$$S = 9.4 \frac{J}{E} \quad \dots(7)$$

式(6)と式(7)の比は、塑性誘起き裂閉口の解析結果からの予測とも一致する⁽⁴⁾。以上のように、停止き裂と疲労き裂の材料特性依存性が相違しないことは、実験的に示されている。しかし、解析結果と実験結果の矛盾は残る。

多結晶金属材料の降伏応力(有効降伏応力、繰返し降伏応力などを含めて)は、Petch の式に従う材料全体としての特性であり、個々の結晶粒の塑性変形(転位の移動、転位源の作動)は、降伏応力以下の応力で生じることが知られている。また、CTOD の解析では、き裂先端の局所領域における塑性変形が、材料全体と同じ構成方程式(降伏応力と弾完全塑性体)に従うと仮定する。実際のマイクロメカニズムを、図 2 に示す⁽¹⁾。き裂先端が転位源となり、転位が連続的に射出され、き裂が開く。このマイクロメカニズムに基づく CTOD の解析では、式(6)に示す結果が得られている⁽⁵⁾。多結晶であることと構成方程式は仮定していないから、材料特性としては降伏応力に無関係で、縦弾性係数のみに依存するという当然の結果となる。このように、き裂の問題では、連続体力学の手法の適用に、限界がある⁽⁶⁾。

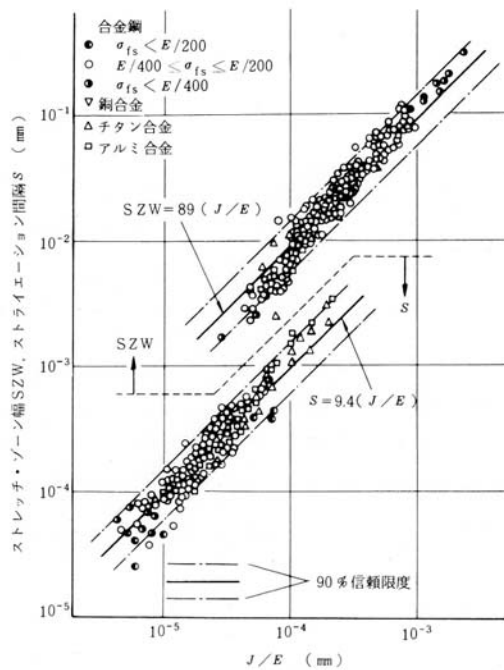


図 1 ストレッチゾーン幅 SZW およびストライエーション間隔 S と J/E の関係.

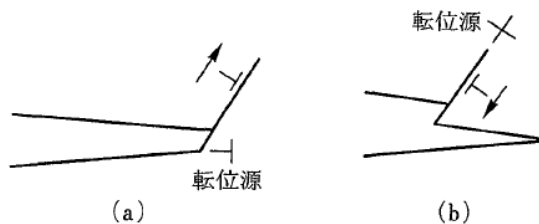


図 2 転位源が (a) き裂先端の場合と (b) き裂先端以外の場合の比較

[参考文献]

- (1) 小林英男, 破壊力学, 共立出版, pp.88-104, (1993).
- (2) 小林英男, 疲労破面構造を支配する力学ならびに材料因子, 材料科学, Vol.17, No.6, (1981), pp.282-291.
- (3) Kobayashi, H., Nakamura, H., and Nakazawa, H., Evaluation of Blunting Line and Elastic-Plastic Fracture, Elastic-Plastic Fracture: Second Symp., ASTM STP 803, (1983), II-420.
- (4) 小林英男, 疲労き裂進展特性とき裂閉口, 日本機械学会論文集, Vol.49, No.443, (1984), pp.771-778.
- (5) Kobayashi, H., and Mura, T., On the Blunting Line in the J_{IC} Test - The Comparison of Theories and Experiments, Proc. ICF Int. Symp. on Fracture Mechanics(Beijing), pp.517-522, Science Press, (1983).
- (6) 小林英男, き裂進展のマイクロメカニクス, 精密工学会誌, Vol.54, No.6, (1988), pp.1035-1039.