503

セラミック基複合材料の高靱化機構

名工大 〇淡路英夫 名工大[院] 崔 成珉

1. はじめに

セラミックスの原子結合は、イオン結合・共有結合 よりなり、優れた原子結合力を有する反面、破壊靱性 は低く、構造材料としては信頼性に欠けるとされてい る.その主な理由は、き裂前方損傷域の形成機構にあ る.金属結合よりなる材料において転位は生成・移動 しやすく、損傷域は塑性変形により形成される.しか し、セラミックスでは転位の生成や移動は極めて困難 であり、引張り応力の支配的なき裂先端において転位 は生じにくく.転位の観察された例の多くは、せん断 応力や圧縮応力の支配的な応力場においてである.

このように、セラミックスにおいては転位の発生や 移動が制限されるために、き裂前方損傷域は主として 微小き裂によって形成されるという仮説が広く受け入 れられている.従って、損傷域の拡がりは最大せん断 応力の等応力線で近似されるのではなく、主応力の等 応力線で表されることとなる.

セラミックスの高靱化に関する過去の研究は、次の 5つの材料により代表される.即ち、Niihara により提 案されたナノ複合材料、Clegg らによる積層構造セラ ミックス、各種の粒子分散等の強化粒子による複合材 料、長繊維複合材料、及び、応力誘起変態材料である.

一方, セラミックスの高靱化機構に関する報告は数 多くなされているが, ここでは線形破壊力学の適用可 能な範囲に限って, Griffith のエネルギ平衡論の見直し により, 新たな見地からセラミック基複合材料の高靱 化機構を検討する.

2. 損傷域とエネルギ平衡

粒界破壊を起こす多結晶セラミックスは、一般に R 曲線挙動を示す.そのときの破壊抵抗は、モード I 負 荷に対して次のように表すことができる.

$$K_{PC} = K_i + \Delta K_P(\Delta a) \tag{1}$$

ここに、 K_{RC} は R 曲線挙動を示す材料の破壊靱性、 K_i は真の(intrinsic)破壊靱性、 $\Delta K_R(\Delta a)$ は、き裂が Δa だ け進展したときの K_i からの増分であり、破壊靱性の 付加的(extrinsic)な増分といわれる.

き裂のまわりの損傷域をモデル化すると図1のよう に表される.これより,破壊抵抗に寄与する損傷域は, き裂前方損傷域とウエイク部に分けられることがわか る.また,図1と式(1)を比較すると,K,はき裂前方損 傷域の形成に要する破壊エネルギに対応すること, Δ K_R(Δ a)はウエイク部の架橋による応力遮へいの結果 生じる破壊抵抗の付加的増分であることがわかる.従 って,セラミックスの高靱化機構は,き裂前方損傷域 内で働くものと,ウエイク部で働くものとに分けるこ



Fig. 1 Schematic explanation of a process-zone.

とができる.

次に, Griffith のエネルギ平衡について考える. き裂のある試験片にモード I 負荷が働くときのエネルギ解放率を G = dU/da (U:ひずみエネルギ)とすると、それは、小規模降伏条件を満足する場合には次のように表される.

$$G = K_{\perp}^2 / E' \tag{2}$$

また, き裂形成に必要な破壊エネルギを W, その破壊 エネルギ率を R =dW/da とすると, R = 2 γ_1 と表され (γ_1 :単位き裂面あたりの破壊エネルギ), R は材料 固有の値と見なされることから, 次のような Griffith-Irwin のエネルギ平衡式が得られる.

$$\frac{K_{IC}^2}{E'} = 2\gamma_I \tag{3}$$

次に、材料がR曲線挙動を示す場合と示さない場合 について分けて考える.式(1)より、R曲線挙動を示さ ない材料に対するエネルギ平衡式は次のようになる.

$$\frac{K_i^2}{E'} = 2\gamma_i \tag{4}$$

ここに、 $2\gamma_i$: き裂前方損傷域の形成に費やされる破壊エネルギから導かれる破壊エネルギ率である. 同じ く、R 曲線挙動を示す材料に対しては、 K_{RC} : R 曲線 挙動を示す材料の破壊抵抗、 γ_R : 架橋による付加的 破壊エネルギ(単位き裂面あたり)とすると、次のよ うに表される.

$$\frac{K_{RC}^2}{E'} = 2(\gamma_i + \gamma_R) \tag{5}$$

3. 高靱化機構

3.1 き裂前方損傷域高靱化 以上のことから, セ ラミックスを高靱化するためには, γiまたはγ_Rを大 きくすればよいことになる. γiを大きくすることは, き裂前方損傷域形成に要する破壊エネルギを大きくす ることによってなされ, γ_Rを大きくするためには, き裂面架橋における機械的仕事を増大させればよい. ここで, セラミックスのγiを大きくするものとして, 粒子分散による高靱化が数多く提案されているが, セ ラミックスのき裂前方損傷域は極めて小さいことから, 粒子分散による高靱化がき裂前方損傷域内で機能する ためには, ナノサイズの粒子分散でなければならない.

Niihara の提案したナノ複合機構の一つである粒内ナ ノ複合機構は、マトリックス内に熱膨張率の異なるナ ノサイズの第2相粒子を分散させるというもので、熱 膨張差による残留応力が分散粒子のまわりに格子欠陥 を形成し、さらなる焼鈍によってそれらが亜粒界を形 成することによりマトリックス内に格子欠陥を分散さ せるというものである.このことは、微小き裂の起点 となる格子欠陥がマトリックス内に分散して存在する こととなるので、Evans らのき裂前方損傷域形成機構 にそった高靱化機構である.この機構は、き裂前方損 傷域の拡大によって破壊エネルギを高めることから、 き裂前方損傷域拡大高靱化機構ということができる.

3.2 き裂面架橋 き裂面架橋の摩擦仕事として消費されるエネルギは、破壊エネルギを付加的に高める. この機構に関しては多くの報告があるので、ここでは 省略する.

3.3 巨視的き裂面偏向 次に、組織制御等により き裂伝播方向を故意に巨視的に偏向させることを考え る.ここでは、議論を簡単にするために、組織は均質 等方的であるとする.

3.1 と 3.2 における議論は、式(5)の右辺で表される 破壊エネルギ率を高めることによる高靱化であったが、 もう一つの高靱化機構として、式(5)の左辺で表される エネルギ解放率を低下させる機構が考えられる.即ち、 式(5)は、モードI負荷のもとで、き裂は最大エネルギ 解放率方向に進展することを暗黙の前提としているが、 き裂進展方向を拘束すれば、エネルギ解放率は最大値 をとらない.図2は、モードI負荷のもとで、き裂が き裂前方損傷域の大きさに関わりなく巨視的に偏向す る場合を示したものである.き裂のある試験片がモー ドI負荷をうけて、もとのき裂面から微小長さだけそ れて伝播するときのエネルギ解放率は、影山と岡村に より次のように解析されている.

 $G = \frac{1}{E'} h_{1}(\theta) K_{I}^{2}$ $h_{1} = \frac{1}{2} \cos^{2} \frac{\theta}{2} (1 + \cos \theta) (1 - 0.003\xi^{2} + 0.041\xi^{4})$ $\xi = 2\theta / \pi$ よって、き裂が任意の方向に伝播するときのエネルギ



Fig. 2 Macroscopic crack-deflection mechanism.

平衡式は次のように表される.

$$\frac{h_1(\theta)K_{1\theta C}^2}{F'} = 2\gamma^* \tag{7}$$

ここに、 K_{10c} は微小屈折き裂が θ 方向に拘束されて伝 播するときの臨界応力拡大係数(見かけの破壊靱性), 2γ [•]は、拘束により増加する臨界遠方応力に応じて損 傷域が大きくなることを考慮した破壊エネルギ率であ る.ここで、 $2\gamma = 2\gamma$ [•]と仮定すると、式(3)と(7)から、 き裂が最大エネルギ解放率方向に伝播するときの破壊 靱性と臨界応力拡大係数との比が次のように導かれる.

$$\frac{K_{IBC}}{K_{IC}} = \frac{1}{\sqrt{h_1(\theta)}}$$
(8)

ここで、 $h_i \leq 1$ であるので、き裂拘束時の臨界応力 拡大係数は常に破壊靱性よりも大きくなる.

き裂拘束による破壊エネルギ率とエネルギ解放率の 関係を、遠方応力を横軸にとって表すと図3のように なる.この機構は、Cleggらの積層構造セラミックス や、平尾らの組織制御された自己複合セラミックスの 高靱化に対する説明を与える.



Fig. 3 Relationship between the maximum energy release rate and the energy release rate for enforced crack deflection.