

セラミックス-金属系傾斜機能材料の三点曲げ負荷による破壊過程*

東郷 敬一郎^{*1}, 波多野 明宏^{*2}Fracture Process of Ceramic-Metal Functionally Graded Material
Under Three-Point BendingKeiichiro TOHGO^{*3} and Akihiro HADANO^{*3} Department of Mechanical Engineering, Shizuoka University,
3-5-1 Johoku, Hamamatsu-shi, Shizuoka, 432-8561 Japan

This paper deals with fracture process of a ceramic/metal functionally graded material (FGM) under three-point bending. The used material has a functionally graded surface layer (FGM layer) on a stainless steel (SUS 304) substrate, and the FGM layer consists of partially stabilized zirconia (PSZ) and SUS 304. In order to investigate the fracture process of the FGM, three-point bending tests of rectangular specimens and numerical analyses are carried out. On the three-point bending tests, crack initiation and unstable crack growth occur on the FGM layer, and the crack is arrested at the interface between the FGM layer and substrate. Then, the crack branches and both crack-tips grow stably along the interface with increasing deformation. After a some amount of crack growth, the both crack-tips are arrested, and a new crack is initiated and grow into the SUS 304 substrate ahead of the initial cracking of the FGM layer. The finite element analyses taking account of distribution of a PSZ volume fraction and plasticity of SUS 304 phase are carried out for each stage of fracture process. Based on the numerical results of the stress intensity factors and stress distributions, the fracture behavior of the FGM is discussed in details.

Key Words: Functionally Graded Material, Fracture Mechanics, Finite Element Method, Ceramic-Metal System, Fracture Process, Three-Point Bending

1. 緒 言

傾斜機能材料(FGM)は、材料の成分組成をある方向に連続的に変化させることにより、均質材あるいは接合材とは異なる強度特性・機能特性を得ようとした材料で、多方面の分野で注目されている⁽¹⁾⁽²⁾。例えば、平板の一方の表面がセラミックス、裏面が金属となるように、組成を変化させた FGM はセラミックス表面の耐熱性・耐磨耗性・耐食性と金属の延性、韌性を保持し、かつ、熱応力を緩和できる材料となり、耐熱性、耐磨耗性、耐食性を改善するためのコーティング、セラミックスと金属の接合などへの応用が期待されている⁽³⁾。この種の材料を実際に構造材料として用いるには、熱衝撃・熱疲労などの熱的負荷⁽⁴⁾⁽⁷⁾、静的荷重・疲労荷重などの機械的負荷⁽⁸⁾⁽⁹⁾に対する破壊過程を明らかにするとともに、強度評価手法の体系化が必要である。

FGM は、剛性、降伏応力などの変形特性、および引張強さ、破断延性、破壊韌性などの強度特性が成分組成の変化に応じて分布する力学的に複雑な材料であ

る。従って、FGM の破壊挙動を解明し、強度評価を行うためには、以下のことを考慮する必要がある。

(1)成分組成に応じて変化(傾斜)する変形特性の記述と解析手法への導入。

(2)破壊力学の FGM への応用。FGM 中のき裂の破壊力学パラメータの解析と破壊力学パラメータに及ぼす傾斜の影響。

(3)FGM 中の引張強さ、破断延性、破壊韌性など強度特性分布の評価。

(1)の変形特性の記述に関しては、FGM の微視組織は一種の複合材料と見なされることから、成分組成の全範囲にわたって、変形挙動を記述できる構成式の開発が行われている⁽¹⁰⁾⁽¹⁴⁾。(2)の破壊力学の応用に関しては、FGM におけるき裂先端近傍においても、非傾斜材料の場合と同様に応力拡大係数により記述される弾性特異応力場が存在することが報告され⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、FGM 中のき裂に対して、各種の熱的・機械的負荷での応力拡大係数 K の解析が行われ、 K に及ぼす傾斜の影響が議論されている⁽¹⁷⁾⁽¹⁹⁾。また、著者らは⁽²⁰⁾、セラミックス粒子が弾塑性マトリックス中に分散し、き裂線方向に粒子体積率が傾斜している FGM 平板中の片側き裂の解析より、き裂先端近傍の弾塑性特異場 HRR 場は基本的に J 積分とき裂先端位置での材料特性を用いて記述できることを報告している。これらの結

* 原稿受付 2003年7月8日。

^{*1} 正員, 静岡大学工学部(☎ 432-8561 浜松市城北 3-5-1)。^{*2} 静岡大学大学院 [現: スズキ(株)(☎ 432-8611 浜松市高塚町 300)]。

E-mail: tmktoug@ipc.shizuoka.ac.jp

果は、破壊力学は FGM の破壊挙動にも非傾斜材料と同様に適用できることを示唆したものである。(3)の FGM 中の強度特性の分布は、FGM の破壊挙動の解明および強度評価を行う上で極めて重要である。強度特性の分布を評価する簡単な方法の一つとして、構成材料の特性に混合則を用いる方法が広く用いられているが、破壊靱性値の分布に対しては、き裂架橋モデルあるいは結合モデルを応用した予測法が提案されている⁽²¹⁾⁽²²⁾。しかし、強度特性の分布は、基本的には、個々の FGM の実験により決定されるべきものであり、実験結果との比較により、上記の予測モデルの妥当性が明らかとなり、さらに FGM の破壊挙動の解明、強度評価が可能になるものと思われる。ところが、解析的研究に比べて、試験材料の入手の困難さから実験的研究は少ないのが現状である。紫外線硬化ポリマーやガラス粒子分散エポキシなどを用いた FGM モデル材料に対する実験例⁽²³⁾⁽²⁴⁾、セラミックス—金属系 FGM に対する実験例⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾が報告されている。

本研究では、部分安定化ジルコニアとステンレス鋼から成るセラミックス—金属系 FGM について、平滑試験片の三点曲げ破壊試験を行い、CCD カメラによる破壊過程の観察、破面の走査型電子顕微鏡観察および破壊過程の有限要素法解析により、平滑 FGM の破壊挙動について考察した。

2. 供試材料と実験方法

供試材料は 3mol イットリア部分安定化ジルコニア ($Zr_2O_2-3molY_2O_3$, PSZ) 粉末とステンレス鋼 (SUS304) 粉末を 10:0, 8:2, 6:4, 4:6, 2:8, 0:10 の体積割合に混合後、HIP 焼結法で製造されたもので、約 0.75mm の傾斜層(100%PSZ~20%PSZ)と SUS304 基

材(100%SUS304)から成る FGM である。図 1 に三点曲げ試験片の形状と傾斜層の詳細を示す。傾斜層は PSZ 体積率がセラミックス表面の 100%から傾斜層と基材界面の 20%まで段階的に変化しており多層となっている。図 2 に FGM の各層の微視組織の走査型電子顕微鏡 (SEM) による観察結果を示している。100%PSZ 層から 60%PSZ 層においては SUS304 粒子が PSZ マトリックス中に分散し、20%PSZ 層から 0%PSZ 層においては PSZ 粒子が SUS304 マトリックス中に分散している。また、40%PSZ 層では PSZ 相と SUS304 相が相互に浸透した組織となっている。すなわち、FGM の微視組織は PSZ 体積率の減少とともに、PSZ マトリックスの組織から SUS304 マトリックスの組織へと変化している。なお、SUS304 相に見られるき裂状の溝は、組織を出すためのエッチングによる結晶粒界である。

三点曲げ試験は、図 1 に示すような 3 本の試験片について、室温大気中でクロスヘッド・スピード 0.05mm/min で行われた。試験の間、荷重と荷重点変位の関係を記録し、破壊過程の様子を試験片側面より CCD カメラを通してビデオに記録し、時間を計測することにより、試験後、破壊挙動を解析できるようにした。また、破面の観察を SEM により行った。

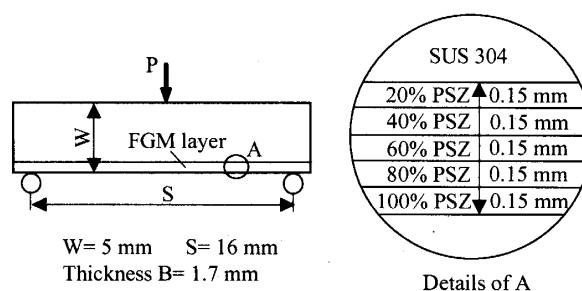


Fig. 1 Specimen geometry and details of FGM layer.

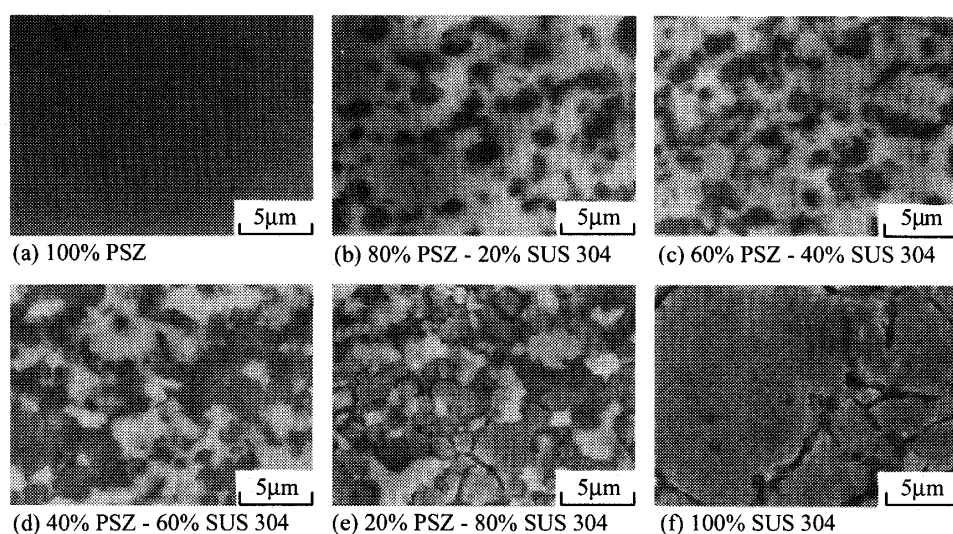


Fig. 2 Microstructures of FGM layer.

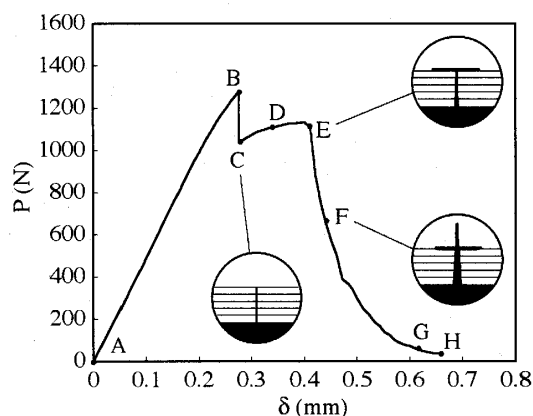


Fig. 3 Load vs. load-point displacement relation.

3. 破壊挙動

図3に三点曲げによる荷重-変位線図および図4に CCD カメラにより観察された試験片側面での破壊過程の様子を示す。平滑試験片の荷重-変位関係は、弾性の線形関係を示した後、わずかな非線形変形を示している。最大荷重 B 点で、不安定なき裂の発生・進展が FGM 層で生じ、荷重は C 点まで低下した。このとき、発生したき裂は傾斜層と SUS304 との境界で停止した。更に負荷を加えると、荷重の増加とともに、き裂先端での塑性変形が進行し、き裂は傾斜層-SUS304 境界へ分岐し境界に沿って安定に進展した。そして E 点に達したところで、境界なき裂は停止し、最初に発生したき裂の前方の SUS304 基材中にき裂が発生・進展すると、荷重が徐々に低下し最終破壊に至った。他の 2 本の試験片についても、ほぼ同様な破壊過程が得られた。

FGM の破壊過程において、き裂の発生から傾斜層の破壊 (B 点から C 点) までの挙動は、傾斜層がき裂

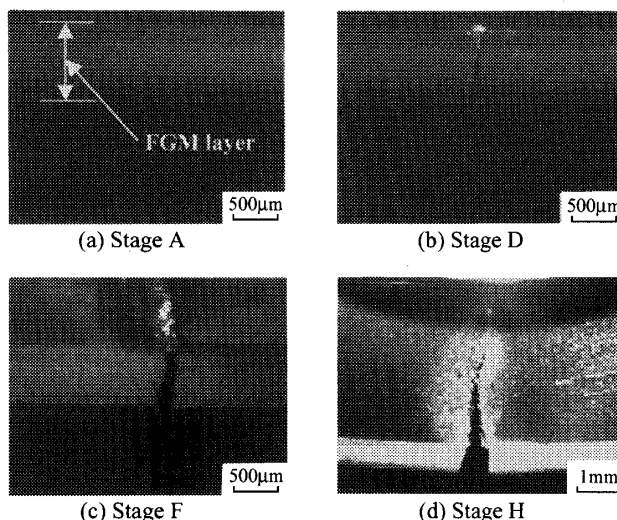


Fig. 4 Fracture process observed by a CCD camera.

停止能力を有するか否かに関連して最も注目すべき事柄の一つである。本実験では、傾斜層内でのき裂の発生・進展は不安定的に生じ、一瞬に傾斜層を貫通したが、これは、平滑試験片におけるき裂発生荷重が極めて高く、傾斜層にわたって不安定なき裂進展するのに十分な弾性ひずみエネルギーが試験片に加えられたためと思われる。

図5は FGM 各層の破面の SEM 写真である。FGM 破面形態は材料組成に応じて変化している。100%PSZ 層はセラミックスの脆性破面を示し、80%PSZ 層および 60%PSZ 層では PSZ マトリックスの脆性破面にはく離れた SUS304 粒子とその跡が観察される。このことより、PSZ マトリックスと SUS304 粒子の界面強度は比較的低いということがわかる。また、40%PSZ 層および 20%PSZ 層では、複雑な形状の PSZ 層の破壊と SUS304 の破壊からなる角張った破面形態となってい

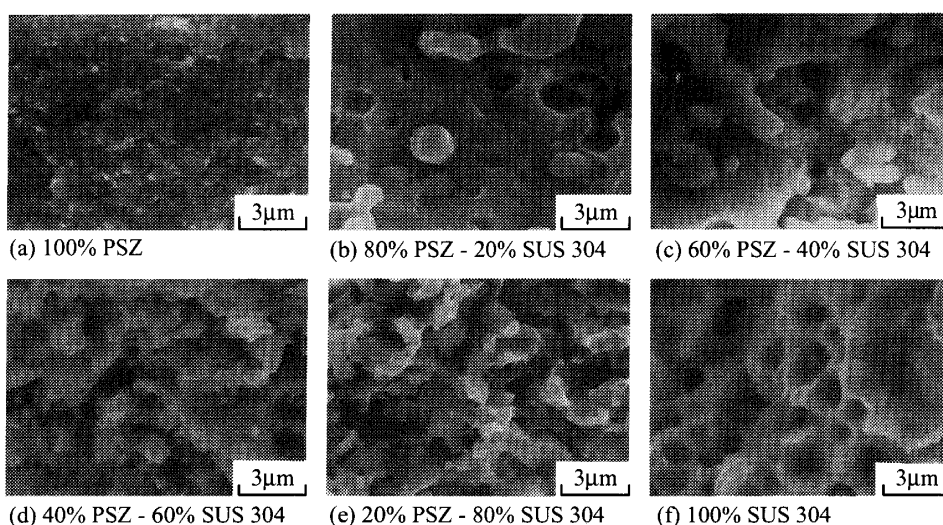


Fig. 5 Micrographs of fracture surfaces.

る。傾斜層のこのような破壊形態は、脆性的な破壊を示唆している。一方、100% SUS304 はディンプルに被われた延性破面を示している。すなわち、破面観察より、傾斜層は脆性的で SUS304 基材は延性的であり、結果として、本 FGM の三点曲げ破壊挙動は複雑になっていることが予想される。

4. 破壊過程の有限要素法解析

4.1 解析方法 FGM の破壊挙動を明らかにするために、三点曲げ破壊試験により観察された破壊に至るまでの過程を 4 つの段階に分けて解析した。すなわち、図 6 に示すように、(a) 図 3 の B 段階に対応する平滑試験片、(b) C 段階に対応する片側き裂、(c) E 段階に対応する分岐き裂、および (d) F 段階に対応する十字型き裂を有する試験片である。実際の破壊過程はこれらが連続的に起きており、連続したシミュレーション解析を行うべきであるが、不安定き裂発生・進展、き裂分岐、十字型き裂など破壊過程が複雑なため、連続したシミュレーション解析は現時点では極めて困難である。そこで、本研究ではそれぞれが独立したものとして扱い、平面ひずみ条件下で弾性・弾塑性解析を行い、その結果に基づいて考察を行った。

解析は、東郷ら⁽¹¹⁾⁽¹²⁾⁽²⁰⁾により開発された粒子分散複合材料の増分型損傷理論に基づく有限要素法(FEM)により行った。この FEM において、粒子体積率を任意に変化させることにより傾斜材料の解析が可能となる。本 FGM の微視組織は、図 2 に示したように、

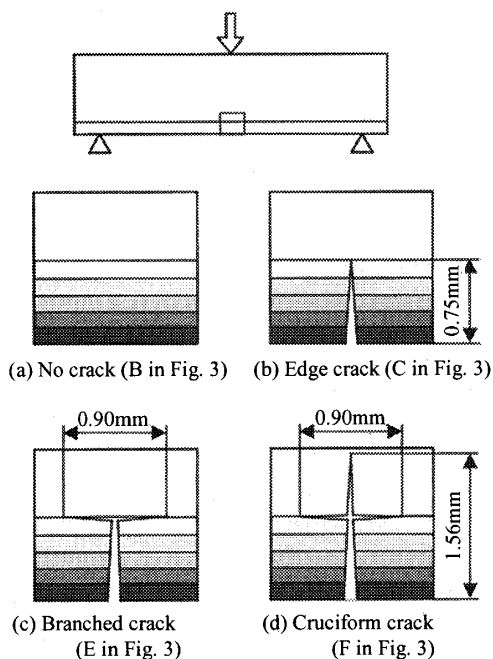


Fig. 6 Numerical models for each stage of fracture process.

PSZ 体積率の変化とともに、PSZ マトリックスの組織、相互浸透組織、SUS304 マトリックスの組織へと変化する。このように複合形態が変化する二層複合材料の変形特性を統一的に表現する力学モデルの開発が行われているが⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾、有限要素法への導入には至っていない。そこで、本解析では、全組成にわたって、SUS304 マトリックス中に PSZ 粒子が分散し、粒子は弾性変形、マトリックスは弾塑性変形し、粒子のはく離損傷は起きないものと仮定した。図 7 に解析に用いた要素分割図を示す。実際の材料の PSZ 体積率に一致するように、PSZ 粒子体積率を要素分割の傾斜層の各要素の積分点(ガウス・ポイント)に分布させた。

本 FGM に用いた PSZ と SUS304 の材料定数は得られていないので、解析には、文献⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾を参考にして、以下の材料定数を用いた。ヤング率とポアソン比は、PSZ 粒子に対して、

$$E_p = 133 \text{ GPa}, \quad \nu_p = 0.17 \quad (1)$$

SUS304 マトリックスに対して

$$E_p = 155 \text{ GPa}, \quad \nu_p = 0.30 \quad (2)$$

とした。また、SUS304 の降伏応力と相当応力-相当塑性ひずみ関係は以下のように仮定した。

$$\sigma_0 = 245 \text{ MPa} \quad (3)$$

$$\sigma^0_e = \sigma_0 \left(1 + \frac{\epsilon^{0p}_e}{\epsilon_0} \right)^{0.42}, \quad \epsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E_0} \quad (4)$$

4.2 解析結果 図 8 は、4 種類の試験片の解析により得られた荷重 P と試験片の引張側端面での変位 Δ の関係を示したものである。この図では、横軸の変位に対して以下のような修正を行った。まず、解析においては、荷重点で生ずる固体接触に伴う詳細な現象は考

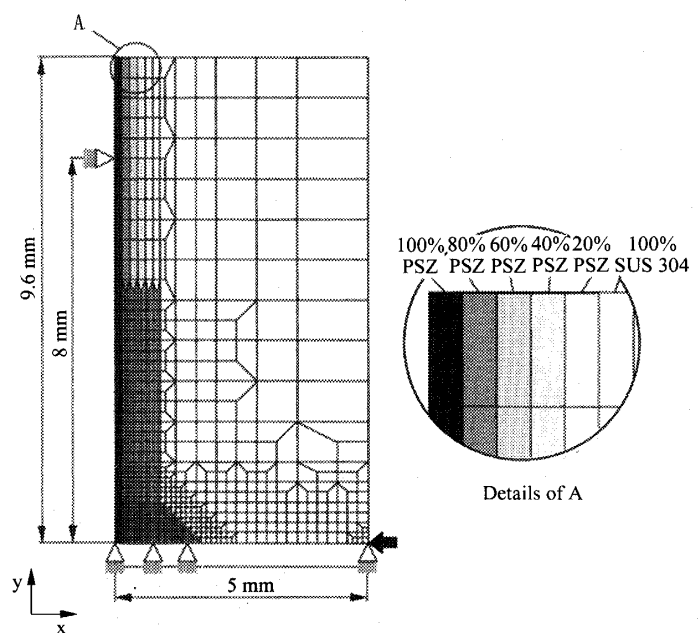


Fig. 7 Finite element mesh.

慮していないので、荷重点変位は誤差を含んでいるため、変位として引張り側端面での変位 Δ を採用した。従って、実験における荷重点変位 δ （試験機のクロスヘッド変位）と解析における Δ とは一致しない。そこで、図において、実験による荷重-変位関係は変形初期の線形部分が平滑試験片の解析による P- Δ 関係に一致するように修正し、他の試験片の解析結果 P- Δ 関係は実験結果の対応する破壊過程に達するように Δ 方向に移動させて示している。実際の破壊過程は連続した現象であるが、各破壊過程に対する解析結果は、図8に示すように、各試験片により別々に得られたものである。

図9に平滑材の中心部における y 軸方向応力 σ_y/σ_b の分布の弾性・弾塑性解析結果を示す。ただし、 σ_b ($=3PS/(2W^2B)$) は均質弾性体の試験片端面での曲げ応力である。当然のことながら傾斜層で引張応力となり、各層境界で階段状分布になっている。弾性解析の結果では、材料傾斜の影響により傾斜層表面の応力は均質弾性体の場合より低下している。一方、破壊発生時(B 段階)に対応する弾塑性解析の結果では、傾斜層内部の SUS304 相および SUS304 基材の塑性変形により、傾斜層表面の応力が高くなっていることがわかる。これは、塑性変形により表面のセラミックス部での破壊が生じやすくなることを意味している。

弾性解析結果に基づいて、図3の片側き裂停止時(C 段階)、分岐き裂停止時(E 段階)、十字型き裂進展時(F 段階)でのき裂先端の応力拡大係数 K を求めた。片側

き裂の場合はき裂先端が 20%PSZ 層と SUS304 基材の界面にあり、また、分岐き裂の場合は 20%PSZ 層と SUS304 基材の界面き裂となるが、式(1)、式(2)に示すように、本解析では PSZ と SUS304 のヤング率に大きな差がなく、20%PSZ と SUS304 の弾性特性の差はさらに小さくなることから、これらのき裂を通常のき裂と見なして K を求めた。K の決定には、き裂前方の応力値を用いて、 $K_I' = \sigma_y \sqrt{2\pi r}$ 、 $K_{II}' = \tau_{xy} \sqrt{2\pi r}$ をき裂先端に外挿して K_I 、 K_{II} を決定する応力法⁽²⁰⁾を用いた。ここで、 σ_y 、 τ_{xy} はき裂先端から前方 r の位置での垂直応力とせん断応力である。その結果を表1に示す。傾斜層で発生したき裂は瞬間に C 段階まで進展して停止したことより、傾斜層でのき裂停止に対する破壊靭性は $29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ より低く、SUS304 の破壊靭性値はそれより高いことがわかる。E 段階の分岐き裂の先端では K_I と K_{II} がほぼ同じ値の混合モード状態になっており、それらの値はかなり低く傾斜層と基材の境界の破壊靭性値はかなり低いことがわかる。F 段階の十字型き裂の K_I は $21.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で C 段階の応力拡大係数より小さいが、実際には F 段階で大きな塑性変形が生じており、この K_I の値は破壊靭性値としては妥当ではないと思われる。以上のことより、本 FGM の複雑な破壊挙動は、傾斜層および境界の破壊靭性値が、SUS304 基材に比べてかなり低いことによるものと結論できる。FGM の強度および破壊挙動をより詳細に議論するためには、傾斜層内および傾斜層-基材界面の破壊靭性値の分布を評価することが重要である。

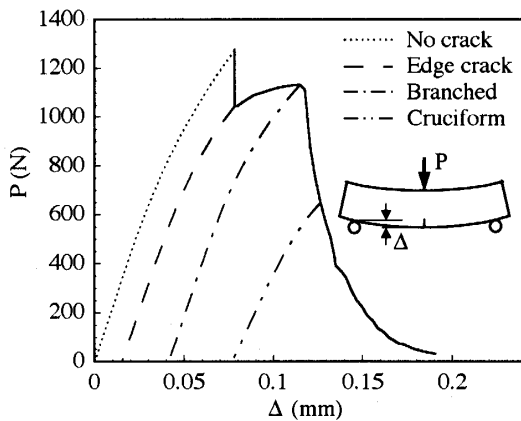


Fig. 8 Load vs. displacement relation obtained by FEM analyses.

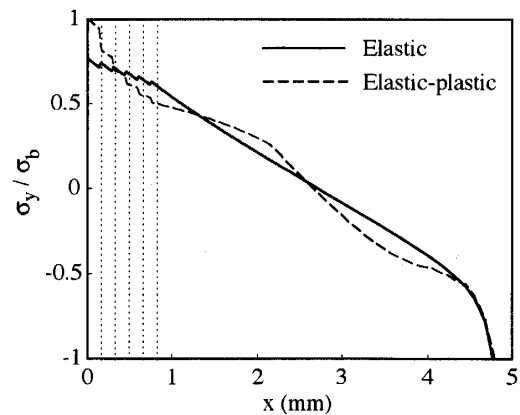


Fig. 9 Stress distributions along the center line of the smooth specimen (Stage B, $\sigma_b = 707 \text{ MPa}$).

Table 1 Stress intensity factors of the cracks for each stage of fracture process.

Stages of fracture process	C	E	F
K_I ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	29.0	7.86	21.6
K_{II} ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	-	8.64	-

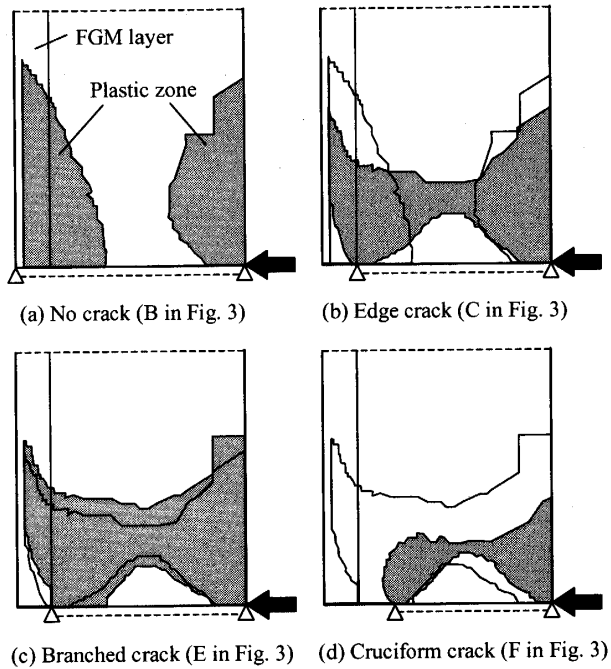


Fig. 10 Plastic zones for each stage of fracture process.

弾塑性解析から得られた各破壊過程での塑性域を図10に示す。図は試験片半分の領域に対して、各破壊過程での塑性域を薄墨で、前の破壊過程での塑性域を細線で示したものである。き裂発生時(B段階)に塑性域は傾斜部から SUS304 中にかかなり広がっている。き裂の発生(C段階)によりき裂面の応力は解放され、塑性域はき裂前方 45° 方向に広がり、試験片背面から生じた塑性域と連結し全断面降伏となっている。分岐き裂

の E 段階では、塑性域はより大きく発達し、SUS304 の内部へき裂進展中の F 段階ではリガメント幅も小さくなるため塑性域も小さくなっている。各種 FGM の破壊挙動の解明に弾性解析結果がしばしば用いられるが⁽²³⁾⁽²⁴⁾、以上の塑性域の様子は、本 FGM の破壊挙動の評価には塑性変形を考慮しなければならないことを示している。

図11は、片側き裂停止時(C段階)、分岐き裂から SUS304 へのき裂進展開始時(E段階)および SUS304 基材中の安定き裂成長時(F段階)でのき裂周りの応力の分布を示したものである。図11(a), (e)は C 段階および F 段階におけるモード I き裂の σ_y の分布を示し、図11(b), (c), (d)は E 段階の分岐き裂の σ_y , σ_x および τ_{xy} に分布を示している。この図より、き裂先端近傍の応力集中の様子と破壊の進行に伴う応力分布の変化がわかる。なお、図11(b), (c), (d)において、分岐き裂先端の応力集中に加えて、分岐前のき裂先端位置にも応力集中があるように見えるが、これは解析結果から等高線図を作成するとき数値誤差を拾ったものであると思われる。この位置は自由表面で、 σ_x , τ_{xy} はほぼ 0 となっているが、 σ_y は曲げ応力と分岐き裂両先端の応力場の影響により高い応力となっている。C 段階の後、き裂は前方の SUS304 の中へは直進せず、分岐し境界に沿って安定成長し、一方、E 段階の後では最初のき裂の前方の SUS304 中にき裂が発生・進展した。そこで、C 段階と E 段階での試験片中心線上の応力 σ_y の分布を比較したのが図12である。C 段階では応力特異

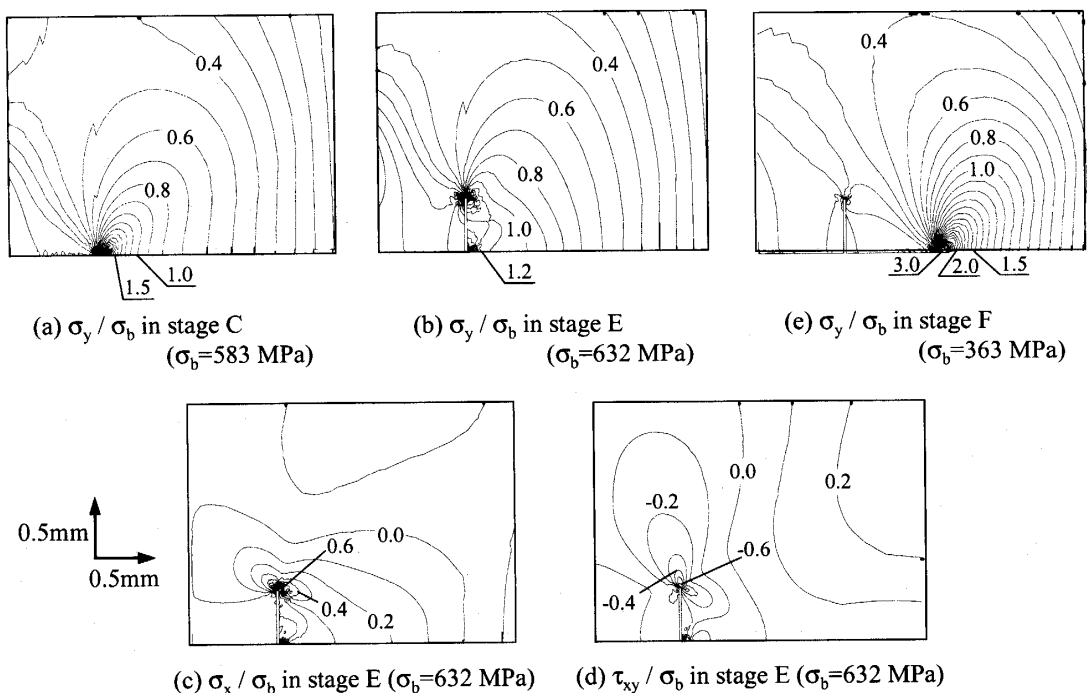


Fig. 11 Stress distributions around the cracks for each stage of fracture process

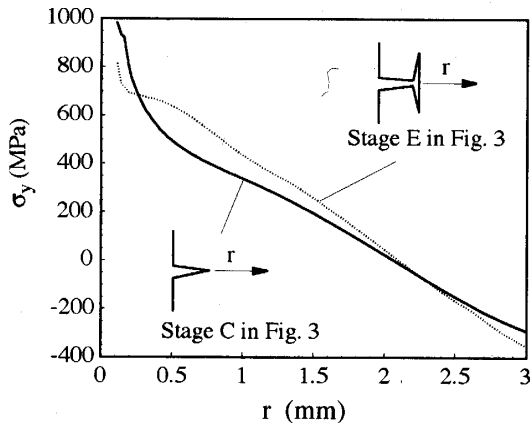


Fig. 12 Stress distributions along the center line of the specimen at the stages C and E.

性が存在し、E段階では、分岐き裂なので、中心線上にはき裂先端はなく応力特異性は存在しない。き裂先端近傍ではC段階の方が応力特異性により高い応力となっているが、き裂前方の広い領域ではE段階の方が広く発達した塑性域により高い応力となっている。

以上の解析結果より、本 FGM の破壊過程は以下のように説明できる。傾斜層の低靱性により傾斜層に不安定的に発生・進展したき裂は傾斜層-SUS304 境界で停止し、その後、SUS304 の靱性値よりも傾斜層-SUS304 境界の靱性値が低いために、分岐き裂が発生する。試験片の変形の増加とともに、分岐き裂は安定に成長し、応力拡大係数は境界のき裂停止に対する破壊靱性まで減少する。この間に、最初に発生したき裂の前方の SUS304 は塑性変形し、広い領域で高応力、高ひずみとなり、ついには SUS304 中にき裂が発生・進展する。

このような破壊過程、特に、傾斜層を貫通する不安定き裂の発生・進展および傾斜層-基材境界へのき裂の分岐・進展は、傾斜層内の破壊靱性値の分布、傾斜層の厚さ、傾斜層-基材境界の破壊靱性値に依存するものと思われる。すなわち、FGM における破壊靱性値の分布と破壊過程の関係を明らかにすることにより、強度評価さらには材料設計が可能になるものと思われる。

5. 結 言

PSZ-SUS304 系 FGM の三点曲げ破壊試験とその破壊過程の FEM 解析を行い、以下の結論を得た。

- (1) 三点曲げ破壊試験により、傾斜層を貫通する不安定き裂の発生・進展、傾斜層-SUS304 境界に沿ったき裂分岐、そして基材中への安定き裂進展が観察された。
- (2) 本 FGM の複雑な破壊挙動は、SUS304 基材に比べて傾斜層および傾斜層-SUS304 境界の破壊靱性値が

かなり低いこと、および SUS304 相の塑性変形に起因している。

以上のことより、FGM の設計および強度評価には、傾斜層内の破壊靱性分布、傾斜層-基材界面の破壊靱性および金属相の塑性変形を考慮することが重要である。なお、本材料は IHI(株)の結城正弘氏に提供頂いた。ここに、感謝の意を表する次第である。

文 献

- (1) 例えば、未踏科学技術協会・傾斜機能材料研究会編「傾斜機能材料」, (1993), 工業調査会.
- (2) Miyamoto, Y., Kaysser, W. A., Rabin, B. H., Kawasaki, A. and Ford, R. G., *Functionally Graded Materials: Design, Processing and Applications*, (1999), Kluwer Academic Publishers.
- (3) Takahashi, H. and Hashida, T., *JSME Int. J. Ser. A* **33**(1990), 281-287.
- (4) Nagata, S., Adachi, N., Sakamoto, A. and Yoshida, Y., *Proc. 1st Int. Symp. FGM*, (1990), 333-338.
- (5) Hashida, T. and Takahashi, H., *Proc. 1st Int. Symp. FGM*, (1990), 365-373.
- (6) Kawasaki, A. and Watanabe, R., *Proc. 3rd Int. Symp. Struct. Funct. Grad. Mater.*, (1994), 397-404.
- (7) Kawasaki, A. and Watanabe, R., *Eng. Frac. Mech.*, **69**(2002), 1713-1723.
- (8) 福井泰好・Bowen, P., *機論*, **60**-577, A(1994), 2048-2053.
- (9) Blumm, M., Dollmeyer, K. and Ilschner, B., *Proc. 3rd Int. Symp. Struct. Funct. Grad. Mater.*, (1994), 315-320.
- (10) Wakashima, K. and Tsukamoto, H., *Mater. Sci. Eng.*, **A146**(1991), 291-316.
- (11) Tohgo, K. and Chou, T.-W., 1996. *JSME Int. J., Ser. A* **39**(1996), 389-397.
- (12) Tohgo, K. and Weng, G. J., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, **116**(1994), 414-420.
- (13) Dong, M. and Schmauder, S., *Acta mater.*, **44**(1996), 2465-2478.
- (14) 東郷敬一郎・増成晃生, *機講論*, No. 01-16, (2001), 561-562.
- (15) Delale, F. and Erdogan, F., *ASME, J. Appl. Mech.*, **50**(1983), 609-614.
- (16) Jin, Z.-H. and Noda, N., *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **61**(1994), 738-740.
- (17) Jin, Z.-H. and Noda, N., *J. Thermal Stresses*, **17**(1994), pp. 591-599.
- (18) Noda, N. and Jin, Z.-H., *Int. J. Solids Struct.*, **30**(1993), 1039-1056.
- (19) Erdogan, F. and Wu, B. H., *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **64**(1997), 449-456.
- (20) Tohgo, K., Sakaguchi, M. and Ishii, H., *JSME Int. J. Ser. A* **39**(1996), 479-488.
- (21) Jin, Z. H. and Batra, R. C., *J. Mech. Phys. Solids*, **44**(1996), 1221-1235.
- (22) Nakamura, T. and Wang, Z., *Materials Science for the 21st Century, Vol. A, Soc. Mater. Sci. Japan*, (2001), 59-68.
- (23) Li, H., Lambros, J., Cheeseman, B.A. and Santare, Int. J. *Solids Struct.*, **37**(2000), 3715-3732.

- (24) Rousseau, C.-E. and Tippur, H.V., *Mech. Mater.*, **33**(2001), 403-421.
- (25) Rodriguez-Castro, R., Wetherhold and R.C., Kelestemur, M.H., *Mater. Sci. Eng.*, **A323**(2002), 445-456.
- (26) Moon, R.J., Hoffman, M., Hilden, J., Bowman, K.J., Trumble, K.P. and Rodel, J., *Eng. Frac. Mech.*, **69**(2002), 1647-1665.
- (27) 斎藤雅弘・高橋秀明・鄭 熙敦・川崎 亮・渡辺龍三, *機論*, 57-535, A(1991), 522-529.
- (28) 長谷川正義監修, *ステンレス鋼便覧*, (1973), 156, 日刊工業新聞社.
-