TiB₂-Ni 拡散接合体の残留応力分布に及ぼす界面形状の影響

福沢 康* 永沢 茂* 小島 陽*
佐久田博司* 矢久保和重†

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 7 (1992), pp. 842-848

Effect of Interface Shape on Residual Stress Distribution in TiB₂-Ni Diffusion Bonding Material

Yasushi Fukuzawa, Sigeru Nagasawa, Yo Kojima,
Hiroshi Sakuta and Kazusige Yakubo

Department of Mechanical Engineering, Nagaoka University of Technology, Nagaoka

As metal-ceramics jointed materials are processed at elevated temperatures, thermal residual stresses are generated on the bonding interface during the cooling process. The discrepancy of thermal expansion coefficients between metals and ceramics causes a large residual stress on the ceramic side interface and the overall ceramics strength decreases at a edge of the bonding interface as a results of residual stress concentration effects. In order to make a high strength joint, the thermal peak residual stress has to be reduced and its distribution is expected to be uniform. Effects of three types of interface shapes, flat, convex and concave on the bonding strength are investigated in this study. An electrical conductive TiB₂-base ceramic is reshaped using an electrical conductive discharge machine (EDM) with a nickel electrode. The ceramic is then jointed with the electrode using a monel sheet as an insert material by the diffusion bonding heat process. To study the detailed residual stress levels and their distribution around the interface, tensile tests are conducted. A 2-dimensional finite element method (FEM) analysis based on an elasto-plastic condition of these shaped joints is also carried out. From experimental observations, the FEM analysis results imply that the crack propagation behavior is associated with the residual stress levels and their distributions. The results also show that in all cases the largest tensile stress level is present around the outside periphery of the interface, and the distribution of the principal stress is affected by the shape of the interface.

(Received November 21, 1991)

Keywords: diffusion bonding, interface shape, residual stress, electrical discharge machining, electrical conductive ceramic, finite element method

I. 緒 言

近年、材料に対する使用環境の多様化に伴い、現状で用いられている構造材料・機能材料に対してさらに過酷な環境での使用が要望され、そのための材料開発が盛んに進められているが、単一の素材を用いただけでは、要求されている諸性質を十分に補うことは難しい場合が多い。そこで複合化により個々の諸性質を併せ持った材料を作製する研究、例えば、セラミックス/金属の接合が試みられている。製造技術の改良により飛躍的にその用途が拡張しているセラミックスは、優れた耐熱性、耐摩耗性、耐食性、絶縁性、誘電特性、機械的強度を有しており、様々な分野での応用が期待され開発が進められているが、その反面、延性の不足、高強度/高硬度の裏返しである難加工性といった特性もまた併せ持っているため、セラミックス単体での使

用を考えた場合、その範囲はいまだ限定されている。そこでセラミックスに、延性、加工性の優れた金属との複合化、あるいは両者を接合することで、セラミックスと金属の優位性を併せ持った材料の開発が試みられている。セラミックスの接合(セラミックス-セラミックス、金属、有機材料等)法は数多く提唱されているが、ろう付け、直接拡散接合法等を始めとして多くの方法には、高温加熱工程が含まれているので、接合処理中の冷却過程で、両者のヤング率や熱膨張率の差により界面近傍において残留応力が生じ、接合強度に大きな影響を及ぼすことが知られている。特に接合体がセラミックス側で破壊する場合の強度を左右する因子としては、界面の結合強度よりはこの熱応力を第一に考えなければならない。このため、熱応力の軽減法や評価法については、すでに多くの研究がなされている⁽¹⁾⁻⁽⁶⁾。

しかし、接合界面形状の問題は、実用の構造物材として接

*長岡技術科学大学機械系

†長岡技術科学大学大学院生、現在：本田技研㈱

合体を用いる際には必要であるが、セラミックスの難加工性のため、これまで有限要素法(FEM)等の数値解析による検討⁽⁷⁾⁽⁸⁾以外には、実際の接合体では殆ど実験がなされていない⁽⁹⁾。そこで本研究では、有限要素法による数値解析から残留応力の分布・大きさ・方向を求め、解析と同一形状に加工した実際の接合体の破壊挙動と比較して、数値解析による残留応力軽減のための最適界面形状設計の可能性について検討することを目的とした。このため、以前の研究成果から、破壊挙動が異なると推定される2種類の表面形状を解析対象とした⁽⁹⁾。実際の接合体作製に供した材料には、放電加工により複雑形状が加工可能な、導電性セラミックスと、残留応力の影響が破壊挙動に十分反映するように、熱膨張率がセラミックスより十分大きく、かつ高温強度が高い金属を用いた。これらの材料を、高温・真空中で拡散接合処理した。このため、接合体はすべてセラミックス側で破壊し、接合強度は低くなったが、破壊の起点・伝播方向は、数値解析結果から説明でき、最適界面形状設計の可能性を立証できた。

II. 供試材および実験方法

1. 供試材

接合に供した材料は、界面形状を平面だけではなく凹、凸形状にするため、放電加工機で所定の形状に型彫りができる NKK 社製、B₄C 添加、高硬度グレード導電性セラミックス TiB₂ をセラミックス側材料とした。金属には高温強度を有する 99.8 wt% の純 Ni を用いた。Table 1 に TiB₂ の物性値を示す。予備実験の結果、界面形状によっては、TiB₂-Ni の直接接合では界面破壊する場合もあった。そこで残留応力の影響が評価できるように、界面強度を向上させセラミックス側で破壊させる目的で、インサート材として、0.5 mm 厚の Monel (Ni+Co: 65 wt%, Cu: 33 wt%, Fe: 2 wt%) を用いた。通常インサート材には、残留応力の軽減のため銅等の軟質金属が用いられるが、本研究では、残留応力の影響が界面形状で、どのように変化するか調査することを目的としたので、数値解析の適用性も考慮して、物性値が母相の Ni とあまり変わらず、接合界面強度が Ni よりも向上する金属材料を選択することに

し、数種類の Ni 合金を予備的に接合させた。その結果、融点が 1350 K と接合温度よりも高く固相接合が可能であった Monel をインサート材として用いることとした。

2. 試験片形状・寸法

接合処理で作製した試料を、表面処理などの予備処理は行わずそのまま引張試験片として用いた。界面形状の操作は次の手順で行った。

(1) Fig. 1 に示すように、内径 10 mm の銅管で TiB₂ 板表面に、放電加工により深さ 3 mm 程度の溝を彫り込み、接合部を同径の丸棒継ぎ手とする。

(2) Ni 側端面を、旋盤加工で任意の表面形状に成形する。表面を加工した Ni 丸棒は $\phi 10$ mm $\times$ 20 mm である。

(3) 任意形状に加工された Ni を電極とし、Table 2 に示す放電加工条件で、TiB₂ 表面に粗加工および仕上げ加工を行う。仕上げ加工により表面粗さは Ra で 0.4 μ m 程度となるので、仕上げ加工後の TiB₂ 側加工面でも通常の平面研磨面に比較すればかなり粗いが接合は可能であった。また引張試験の際の試料形状による曲げ・せん断応力が発生しないように、互いの加工表面が放電加工時の位置からずれないように工夫をした後、放電加工機から試料を取り外した。以上の操作により Fig. 1(A), (B) および (C) に示す 3 形状の試験片を作製した。(A) は界面形状が互いに平面、(B) はセラミックス面の端部を凸、金属側を凹、(C) はセラミックス側面の端部を凹に、金属側を凸形状に

Fig. 1 Schematic views of joined materials with three different kinds of EDMed interface between TiB₂-base ceramics and Ni; (A) flat, (B) convex, (C) concave. Dimensions of standard specimen are shown in (A).

Table 1 Physical properties of TiB₂ base ceramic.

Mechanical property		Thermal property	
Density	4.5×10^3 kg/m ³	Specific heat capacity	0.63 kJ/kg K
Vicker's hardness	26.5 GPa	Thermal conductivity	25.6 W/m K
Fracture toughness (K value)	$7 \sim 10$ MPa $\cdot$ m ^{1/2}	Thermal expansion coefficient	8×10^{-6} 1/K
Young's Modulus	431.2 GPa	Melting point	3143 K

Table 2 Conditions of EDM (Electrical Discharge Machining).

Electrode (+)	Ni
Work	TiB ₂
Current	<1A
On time	16 μ s
Off time	260 μ s

加工して接合した試験片である。試験片寸法は、(A)に示す平面形状を基準寸法とし、基本的には直径 10 mm、長さ 20 mm の金属丸棒を、直径 20 mm 厚さ 5 mm のセラミックスに接合した形状とした。

3. 接合方法

放電加工を施し、相対する形状に加工した試験片は、加工粉・加工油を除去するため、アセトンおよびエタノールでそれぞれ15分間超音波洗浄を行った後、Monelをインサート材として放電加工面に挟んだ。これらの接合材を、TiB₂を下にしてインストロン型万能試験機に真空炉を取り付けた接合炉内へ装着した。接合処理は、30分間で接合温度の 1173 K まで昇温し、接合圧力 10 MPa で 1 時間保持した。なお、接合温度は、予備試験で、平面形状の試験片がセラミックス側で破壊し、かつ最大強度を示した温度を選択した。その後 723 K まで 2 時間で徐冷、室温まで炉冷の冷却処理を行った。昇温時および徐冷時には、試料の保持のために接合圧力の1/3を加圧した。Fig. 2 に接合処理プログラムを示す。

4. 接合体強度評価

得られた接合体は、インストロン型万能試験機により室温でクロスヘッド速度 0.5 mm/min で引張試験を行い、引張強度で接合体強度を評価した。引張試験は、前報⁽⁹⁾と同様の方法で行った。なお試験に際しては曲げ、せん断が生じないように治具とセラミックスの界面に Al 箔を挿入した。

III. 数値解析モデル

汎用有限要素法プログラム MARC(Ver. K3)を用いて各界面形状における界面近傍の弾塑性解析を行った。試料が丸棒であることと、加工面形状を考慮して要素は軸対称三角形 1 次要素を採用した。

Fig. 2 Schematic diagram of joining procedures. Bonding temperature: 1173 K, Bonding pressure: 10 MPa, Bonding time: 3.6 ks.

モデルには $\phi 8 \times h 8$ (mm) の接合体を想定した。ここで 1 つの要素の大きさは短辺 200 μm の直角二等辺三角形とした。各形状とも要素形状は同一であるので、解析によって得られた値を各要素について直接比較することが可能である。各応力の出力は、界面から TiB₂ 側の 200 μm ほどの深さ、および各断面での外周から半径方向に対して行った。また、中間層として用いたモネルの影響については、接合処理により最終的な厚さは、数十 μm となり、本研究で用いた要素分割では、解析結果に殆ど影響しないと考えられるので、母材金属の Ni のみを解析の対象とした。

IV. 数値解析結果および考察

各形状とも、初期温度を接合温度の 1173 K とし、最終温度 293 K まで冷却したときに生じる残留応力を弾塑性解析した。主な解析条件を以下に示す。

- 初期温度においては両材料とも無応力状態である。
- 冷却速度は試料全体で一様であり十分小さいため、温度分布は、各瞬間において均一である。
- 接合界面での、反応生成物等応力状態に影響するものは存在しないものとする。

Table 3 に解析に用いた、Ni および TiB₂ の σ_y (降伏応力), E (ヤング率), α (熱膨張係数) 値の温度依存性を示す。数値解析して求めた応力分布図は、軸方向応力 (σ_z), 半径方向応力 (σ_r), せん断応力 (τ_{rz}) および主応力 (σ_1) である。FEM 解析により求めた界面近傍の応力分布図 (σ_z , σ_r , τ_{rz}) の一例として凸面形状の結果を Fig. 3 に示す。

Fig. 3 に示すように、残留応力の分布状態は各応力成分により異なり、特に端部の界面近傍および内部の平面部へ形状を変化させた部分で大きな変化を示す。 σ_r は、他応力成分と比較してはるかに小さな応力変化しか示さないもので、引張試験による破壊様式を考慮する際には、あまり大きな効果はないものと考え、以後の結果および考察では σ_z および τ_{rz} の分布で考察することにする。界面から

Table 3 Mechanical and thermal properties of the applied materials.

T (K)	Strength				Thermal expansion		
	σ_y (MPa)		E (GPa)		T (K)	α (10^{-6} K^{-1})	
	Ni	*TiB ₂	Ni	TiB ₂		Ni	TiB ₂
293	539	640	206	361	293	13.4	5.6
373	505	—	186	359	400	14.5	6.1
473	463	—	198	355	500	15.3	6.5
573	420	—	179	351	600	15.9	7.0
673	378	—	192	347	700	16.4	7.4
773	335	—	184	343	800	16.8	7.7
873	294	—	172	338	900	17.1	8.1
973	251	—	162	333	1000	17.4	8.4
1073	209	480	151	329	1100	17.8	8.6
1173	164	350	140	325	1200	18.2	8.8

* experimental data (σ_b , Bonding strength MPa)

Fig. 3 Distribution of thermal residual stress around a convex TiB₂-base ceramics-Ni interface from elasto-plastic FEM analysis.

TiB₂ 側の一定距離 (70 μm , 270 μm , 870 μm) における、各形状の残留応力値・分布を解析し、Fig. 4 に示す。平面、凸形状では、 σ_z , τ_{zr} の応力値・分布はほぼ同様で、 σ_z は TiB₂ 側では、界面からの深さにかかわらず、中心に向

い引張応力から圧縮応力へと変化する。また τ_{zr} も同様であるが端部での引張方向の残留応力の値は小さく、圧縮方向の応力値との差も僅かである。これに対して凹形状では、TiB₂ 側では、界面からの距離により内部の形状を平

Fig. 4 Effects of interface shapes on the thermal residual stress distribution of σ_z and τ_{zr} in TiB₂. (●: flat, ▲: convex, ■: concave)

面に变化させた部分で他形状とは異なった分布をしている。すなわち界面近傍の浅い領域で、 σ_z は圧縮応力であり、70 μm の領域では外周部の端部で圧縮応力は増加し、270 μm では一端極小値を示した後ゼロに近づく。一方、 τ_{xz} は、 σ_z の変化と同じ領域で+側の極大値を示し、他の2形状とは大きく異なった。しかしながら、870 μm 付近、すなわち内部の平面へ形状を変化させた部分の距離になると、 σ_z 、 τ_{xz} とも他2形状と同様の分布を示した。ただし外周端部表面での σ_z の引張応力値は、他の2形状よりも大きくなった。以上の数値解析の結果から、平面および凸形状においては、界面の外周端部、凹形状では内部の形状を平面へと変化させた部分の界面からの距離に相当するところにおいて σ_z の引張応力最大の領域が現れることが分かった。Fig. 3の応力分布図から分かるように、外周端部付近の領域よりも大きな σ_z の引張応力を示す部分は現れていないので、数値解析による残留応力値の分布と実際の接合体の破壊挙動との対応を次に調べた。

V. 接合体の強度および破壊形態

実際に接合した材料の引張強度およびその破壊形態を調べた。Fig. 5に引張試験により評価した接合体強度および破壊様式を併せて示す。接合強度は、(A)の平面および(C)の凹面は4.5 MPa程度、(B)の凸面は1.2 MPaといずれの場合もかなり小さく、破壊は各形状において、全面にわたりセラミックス側内部で生じた。しかし、破壊の起点およびき裂の伝播方向は形状により異なった。破壊の起点は、平面(A)および凸形状(B)では界面端部のごく近傍、凹形状(C)では、端部の界面から0.5~1 mm程度離れたセラミックスであった。端部からセラミックス内部への破壊進展は、(A)では界面に対しほぼ一定の角度に破壊が起こり、内部では界面に平行となった。(B)では端部から半径方向に平坦に全面にわたり破壊が生じた。(C)では端部セラミックスから界面形状に沿って内部をえぐるように切断した。上述の結果から、以下の現象が接合界面近傍で生

じていると考えられる。

接合処理の冷却中に界面近傍に発生した大きな残留応力により、この領域のセラミックス強度は低下し、界面強度よりも下回りセラミックスで破断する。室温でのTiB₂の曲げ強さ600 MPa程度あるにもかかわらず、この接合体の強度は5 MPaを下回る非常に小さいものであるので、界面近傍にはセラミックス強度とほぼ同程度の大きさを持つ引張残留応力が存在する。また、形状によりき裂の伝播方向が異なるように、残留応力の分布も形状により変化している。

VI. FEM 解析と強度試験結果の対応

V章で述べた、実際の接合体の引張試験結果とFEM解析結果との対応を調べた。

1. 破壊の起点

V章で述べたように、端部における接合体の破壊起点は、いずれもセラミックス部ではあるが、形状により界面近傍か、界面から1 mm程度離れた所であるかの相違があり、前者は平面形状および凸形状、後者は凹形状であった。そこで実際の接合体の破壊起点と数値解析結果との対応を調べるため、各形状の接合体表面において、 σ_z の応力分布を界面からセラミックス・金属両者の長手方向にそれぞれ1 mmまで行った。解析結果をFig. 6に示す。 σ_z の引張応力が最大値を示す場所で破壊が生じるとすると、その場所は解析結果では次のようになる。平面および凸形状では、界面端部近傍。凹形状では、界面よりもセラミックス側に0.6~0.8 mm程度入った所であり、実際の破壊起点とはほぼ一致した。この結果、本研究で用いた解析モデルの σ_z の分布から破壊起点の位置は推定できることが明らかになった。

2. 破断面形状

引張試験において、接合体はセラミックス内で全面破壊しているので、界面近傍のセラミックスの強度は、数MPaしかなく界面強度よりもはるかに弱いと推定された。この原因としては、残留応力自体が界面強度や界面近傍のセラミックス強度と同程度になっていることが考えられる。残留応力の分布から、残留応力が界面近傍端部のセラミックスに集中するため、この部分に接合処理による微細なき裂が存在し引張試験時には、外周にクラックがある丸棒の破壊靱性試験を行っていると同様の効果が生じ、破壊強度が低下していることも考えられる。また上述した熱応力解析結果では、端部での最大の引張応力は900 MPa以上にも達しており、本来のセラミックス強度からすると、接合処理中にき裂が存在する可能性も十分にある。そこで実際の残留応力の大きさを推定する意味からも、接合体のセラミックス側界面近傍端部におけるき裂の存在の有無を

Fig. 5 Fractured pattern and tensile strength of three types of jointed specimens.

Fig. 6 Thermal residual stress distribution of σ_z on the outer surface near the interface of jointed specimens.

引張試験前の界面を含む縦断面の SEM 観察で調べた。平面形状の接合体を放電加工により半分に縦方向に切断した断面を Fig. 7 に示す。明らかに FEM 解析の σ_1 方向に界面近傍からセラミックス内部方向に向かう 500 μm 程度のき裂の存在が認められる。この場合断面切り放しは、放電加工により歪の小さな状態で切り出しを行っているので、切削抵抗等により生じたき裂とは考えにくく、残留応力により生成されたものであると推定できる。さらに、このき裂は全面破断にいたる前に停留しているの、き裂の停留点近傍の残留応力値は、Fig. 3 に示したように急激に減少した分布領域となっていると考えられる。このように界面および端部近傍の応力分布はかなり複雑であり、破壊挙動に大きな影響を及ぼすと考えられる。そこで TiB₂ の破壊靱性値(応力拡大係数: K)をカタログ値の 7~10 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ とし、500 μm 程度のき裂が存在する場合の外側クラック付き丸棒の破断応力を求めた⁽¹⁰⁾。この結果、破断応力は 100 MPa 程度となり、5 MPa 程度である接合強度よりかなり大きくなった。この計算値もき裂の向きや停留点近傍の残留応力および端部の特異点的近傍の応力集中を考慮すれば、さらに小さくなるので、正確な強度を評価する際には、十分にこれらの因子も考慮しなければならないことになる。いずれにしても、この場合の接合体強度は、接合処理の段階ですでに存在したき裂が、表面の予き裂の役割を果たしたために非常に小さくなったと考えられる。 σ_z の残留応力値は、セラミックス部でのき裂の存在からして、界面外周端部での最大値は本来のセラミックス強度と同程度以上の値となっていると推定され、予備試験で行った TiB₂ の室温曲げ強度が 600 MPa であったことと、硬質材料の引張強度は通常曲げ強度の半分程度であるということから、300 MPa 程度の値はあると考えられる。この結果、解析結果の値は実際の値よりもかなり大きいことになり、残留応力の絶対値を評価対象に用いることには、問題はある。そこで次に解析で求めた残留応力の相対値に妥当性があるかを検証することとして、この微細き裂の伝播方向の意味を解析結果から考察した。Fig. 8 に FEM 解析によって得られた、各形状の端面近傍の主応力線図を

Fig. 7 Cross-sectional view of crack observed near the flat interface.

示す。

(1) 平面形状, (A), の場合

界面近傍では軸方向に対し引張の応力 σ_1 が、一方内部においては半径方向に対し圧縮応力 σ_2 が支配的である。また界面に近い端部において σ_1 の方向は軸方向に対してわずかに傾いている。き裂が σ_1 に直角な方向に伝播していくとすれば、その方向は界面からある角度傾いてセラミックス内部へと進展することになり、実際の破壊形態とよく一致する。またどの形状においても中心部付近では、Fig. 5 に示したように、破面形状は、引張方向とは垂直な平面となる。これは Fig. 4 の残留応力分布の結果から分かるように、中心部では形状、深さによらず、0 か圧縮側であるためと考えられるが、本解析結果からだけでは詳細は分からない。

(2) 凸形状, (B), の場合

平面の場合と同様に、界面近傍の端部においては σ_1 が、内部では σ_2 が支配的である。き裂の起点である界面に近い端部において σ_1 の方向は軸方向とほぼ平行であることから、き裂は引張軸の垂直方向に進行することになる。この解析結果も、実際の破面形状と良く一致する。

(3) 凹形状, (C), の場合

この形状のき裂の起点は、他の 2 形状とは異なり、界面から離れた位置に存在する。その位置での σ_1 の方向は、平面の場合と同様に軸に対してわずかに傾くため、き裂はその直角の方向、すなわちセラミックス内部方向にほぼ界面に平行に進むことになる。この場合も実際の破面形状とよく一致する。このように、各形状とも残留応力の主応力の大きさおよび方向から、き裂の伝播挙動が説明できた。また凸形状での強度が他よりも小さいのは、 σ_z の残留応力値が他よりも若干高いので、き裂長さが他よりも長くなっていることと、前述したようにき裂の伝播方向が引張治具方向に垂直であることによると考えられる。

以上述べてきたように、実際の接合体の強度・破壊様式は、本研究で行った数値解析結果とよく一致した。

(c) concave

VII. 結 言

放電加工により接合面形状を変えた, TiB_2 -Ni 接合体を用いて, 界面形状が接合強度, 破壊様式に与える影響を, FEM の熱弾塑性解析による残留応力値・応力分布と実際の引張試験結果とを比較することにより調べ, 以下の結果を得た。

(1) インサート材として Monel を用いた TiB_2 -Ni 接合体は, セラミックス部で破断し, 接合強度は 5 MPa 程度と小さいが, 破壊の起点およびき裂の伝播挙動は, 界面形状によりそれぞれ異なった。

(2) FEM 数値解析から, 軸方向応力 σ_z およびせん断応力 τ_{xz} で, 各界面形状での残留応力値, 分布の相違が評価できた。

(3) き裂の伝播方向は, 各形状により異なったが, 各々主応力の方向から説明ができた。

Fig. 8 Direction and magnitude of principal stress components of residual stress around interfaces.

(4) セラミックス側界面近傍に, 接合処理中に発生した微視的き裂が認められ, 接合強度を低下させる原因であることが明らかになった。

(5) FEM 解析結果と破壊挙動との対応から, 本実験の解析モデルは, ほぼ妥当であった。

(6) 以上の結果から, 数値解析から最適接合界面形状設計の可能性があることを立証できた。

本研究の遂行に当たり, FEM 解析および破壊形態に関する貴重な御助言を賜った日揮(株) 佐藤拓哉氏, 東京工业大学 小林英男教授, 埼玉大学 荒居善雄講師に感謝いたします。またセラミックスの材料を提供いただいた日本鋼管(株) 宮本 明氏に感謝いたします。

文 献

- (1) 佐藤拓哉, 小林英男, 荒居善雄, 中村春男: 日本機械学会論文集(A編), 55(1989), 750.
- (2) K. Suganuma, Y. Miyamoto and M. Koizumi: Ann. Rev. Mater. Sci., 18(1988), 47.
- (3) 須賀唯知: ファインセラミックス材料・部品の精密加工技術, リアライズ社, (1987).
- (4) K. Suganuma, T. Okamoto, M. Koizumi and M. Shimada: J. Amer. Ceram. Soc., 68(1985), C-334.
- (5) 田中俊一郎: 日本金属学会会報, 29(1990), 924.
- (6) 栗田政則, 井原郁夫, 佐藤 誠, 齊藤 明, 福沢康, 田中俊一郎: 日本機械学会論文集(A編), 56(1990), 298.
- (7) T. S. Oh, J. Rodel, R. M. Canon and R. O. Ritchie: Acta Metall., 36(1988), 2083.
- (8) 大路清嗣, 久保史郎, 中井善一, 井岡誠司: 日本機械学会第68期通常総会講演会, 講演論文集(Vol. A), (1991), 471.
- (9) 福沢 康, 毛利尚武, 齊藤長男, 青野泰久, 宮本明, 福田 晃: 日本セラミックス協会学術論文誌, 97(1989), 1199.
- (10) 岡村弘之: 線形破壊力学入門, 破壊力学と材料強度講座-1, 木原 博監修, (1976), 222.