

Fe-Cr 鋼 / TiN 系焼結複合材料の X 線フラクトグラフィ的研究<sup>†</sup>鷹合 滋 樹\* 佐々木 敏 彦\*\*  
宮野 正 晴\*\*\* 広瀬 幸 雄\*\*

## X-Ray Fractographic Study on Fe-Cr Steel/TiN System Sintered Composites

by

Shigeki TAKAGO\*, Toshihiko SASAKI\*\*, Masaharu MIYANO\*\*\* and Yukio HIROSE\*\*

Residual stress generating in each component phase is formed due to the disturbance strain by interaction between the composition phases as for Fe-Cr steel/ TiN system composite prepared by powder metallurgy (P/M). We can obtain macro- and microstresses by using X-ray stress measurement method. And X-ray fractography technique was advanced in the field of the fracture analysis. In this study, we tried to fracture toughness test by using three points bending test pieces which have a different notch radius. Effects of notch radius on stress intensity factor when the crack arisen were discussed. Distributions of residual stress and plastic zone depths near fracture surface were evaluated. Experiment results obtained were approved to the equation of the fracture mechanics.

**Key words:** Powder metallurgy, X-ray stress measurement, Composite material, Micromechanics, Residual stress, Experimental stress analysis, X-ray fractography

## 1 緒 言

Fe-Cr 鋼 / TiN 系の粉末冶金材料 (P/M 材) は、耐熱性、耐磨耗性等が優れ、自動車エンジンのバルブシート材として実用化されている。<sup>1)</sup> 一方、P/M 材は複数の構成相を持つものが多いため、構成相間の相互作用によるミスマッチひずみが発生し、相毎に異なった応力状態が形成される。また、一般に焼結鋼の場合、疲労破面と静的延性破面の識別が困難な場合が多く、破面解析に対して十分の注意が必要である。これに対し、X 線応力測定法<sup>2)</sup> は、複合材料内の各相の応力を分離して求めることが可能であり、また、これを基礎としている X 線フラクトグラフィ技術は破面解析のための有力な手法の一つとなっている。<sup>3)~5)</sup> 著者らはこれまでに、P/M 材へ X 線応力測定法を適用するために必要な X 線の弾性定数等の基礎的事項について検討した。<sup>6), 7)</sup> その結果、P/M 材への変形挙動や残留応力の解明に X 線法が有効であることが明らかになった。

本研究では応用として、上述の材料について X 線フラクトグラフィを適用するため、以下の検討を行った。まず、切欠き半径を種々に変えた三点曲げ試験片を使用して破壊じん性試験を行い、破壊じん性値に及ぼす切欠き半径の効果について検討した。さらに、材料の破壊じん性破面における巨視的、微視的残留応力分布を求めると共に、先に著者ら<sup>8), 9)</sup> が提案した各構成相間の塑性ひずみ状態の検討も行った。

## 2 実験方法

## 2・1 供試材および試験片

実験材料は SKD11 (Fe-12%Cr 鋼) と TiN の粉末を

1505K において 120 分間保持し、真空中 (13.3Pa) で常圧焼結し、作製した。使用粉末の化学成分を Table I に、焼結条件を Fig. 1 に示した。ヤング率 219GPa、曲げ強さは 765MPa である。供試材の断面組織の金属顕微鏡写真を Fig. 2 に示す。TiN 粒子が均一に分散しており、粒子径は最大で 45 $\mu$ m であることがわかる。また、焼結に特有の気孔はほとんど観察されなかった。

破壊じん性試験は Fig. 3 に示すような三点曲げ試験片により行った。このとき、切欠き深さは板幅 10mm の半分の 5mm とし、切欠き先端には半径  $\rho = 0.1 \sim 0.75$ mm の鈍化切欠きをダイヤモンドホイールにより挿入した。き裂開口量は、図に示すような試験片にナイフエッジを接着し、そのナイフエッジにクリップゲージを取り付け

Table I. Chemical components of powder.

Phase	Fe	Cr	Mo	Si	V	N	O	Ti
Matrix	Bal.	12	0.95	0.78	1.95	-	-	-
Inclusion	0.04	-	-	-	-	22.0	0.48	Bal.

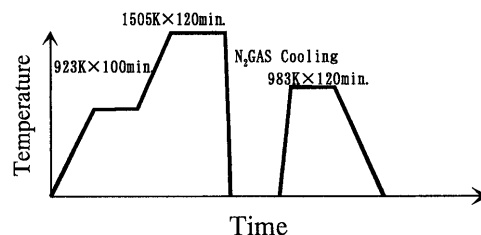


Fig. 1. Sintering conditions adopted for specimens used in this study.

<sup>†</sup> 原稿受理 平成 10 年 10 月 12 日 Received Oct. 12, 1998

\* 学生会員 金沢大学大学院 〒920-1192 金沢市角間町, Graduate student, Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-1192

\*\* 正会員 金沢大学自然科学研究科 〒920-1192 金沢市角間町, Dept. of Mat. Sci. & Eng., Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-1192

\*\*\* (株)リケン 〒360-8522 熊谷市末広, Riken Co., Suehiro, Kumagaya, 360-8522

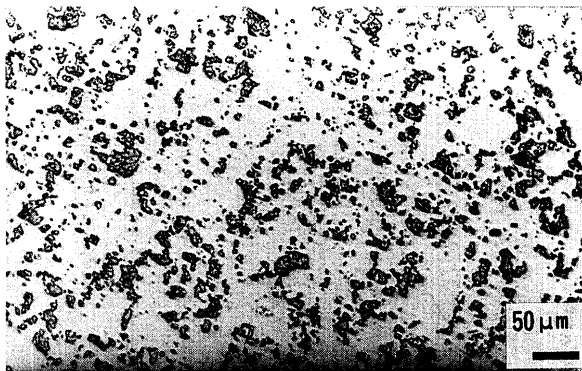


Fig. 2. Microstructure of test piece in this study.

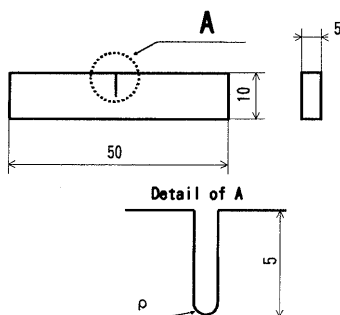


Fig. 3. Dimension of test piece.

て測定した。

## 2・2 切欠き材の破壊じん性試験

切欠き材の破壊じん性試験は、万能材料試験機（島津オートグラフ EHF ED-10）を使用しクロスヘッド速度 0.5mm/min に制御し、Fig. 4 に示すような三点曲げにより行った。また、ロードセルによって検出した荷重  $P$  と切欠き部に取りつけたクリップゲージから求めた開口変位  $u$  を X-Y レコーダに自動記録し、鈍化切欠き試験片の破壊じん性値  $K_p$  の計算は  $\rho = 0$  として次式<sup>10)</sup>により算出した。本研究では切欠き材の破壊じん性値を  $K_p$  と定義した。破壊開始点の検出には交流電位差法<sup>11)</sup>を使用した。92Hz, 1A の交流電源を使用した。

$$K_p \left( \frac{PS}{BW^{3/2}} \right) 3 \left( \frac{a}{W} \right)^{1/2} \times \left[ 1.99 - \left( \frac{a}{W} \right) \left( 1 - \frac{a}{W} \right) \left( 2.15 - \frac{3.93a}{W} + \frac{2.7a^2}{W^2} \right) \right] \sqrt{2 \left( 1 + \frac{2a}{W} \right) \left( 1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \quad (1)$$

ここで、 $a$  はき裂長さ、 $W$  は試験片板幅、 $S$  はピン・スパン距離、 $B$  は試験片板厚、 $P$  は荷重である。

## 2・3 X 線測定条件

X 線応力測定装置は(株)理学電機製の MSF-2M 型を使用し、フィルターは入射側にセットした。Table II に X 線回折条件を示す。回折 X 線プロファイルのピーク位置については半価幅中点法により決定した。なお、本材料の場合二相材料であるということから、X 線法によると個々の相の応力（相応力）が次式によって求まる。<sup>8), 9)</sup>

$$\sigma_{11}^i - \sigma_{33}^i = - \left( \frac{E}{1+\nu} \right)_{ph}^i \cot \theta_0^i \left( \frac{\partial 2\theta^i}{\partial \sin^2 \psi} \right) \quad (2)$$

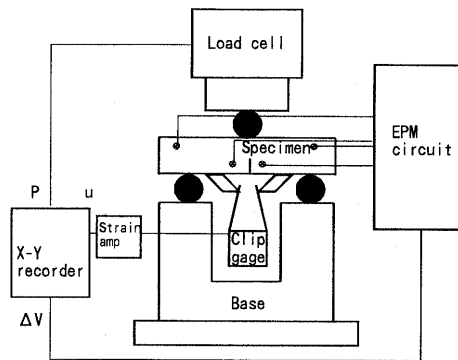


Fig. 4. Schematic illustration of fracture strength test.

Table II. X-ray stress measurement conditions.

X-ray method	Parallel beam
Radiation	Co-K $\alpha$
Wave length, nm	0.179
Filter	Fe
Tube voltage, kV	30
Tube current, mA	10
Irradiated area, mm <sup>2</sup>	4 × 4
Diffraction plane, $hkl$	Matrix(Fe-Cr steel):310, TiN:420
Diffraction angle, deg	160.8, 141.7
Peak position	Half value breadth method

ここで、構成相を記号  $i$  で表現し、母相は  $i = M$ 、第二相は  $i = I$  であるとする。右辺の  $(E/[1+\nu])_{ph}^i$  は  $i$  相の単相体の X 線の弾性定数（以下 PXEC）である。

PXEC の測定には四点曲げ試験装置を使用した。また試験片は、焼結によって作製した幅 10mm、厚さ 5mm、長さ 50mm の角材である。試験片の裏面にストレインゲージを貼付し、負荷ひずみを測定した。この負荷ひずみ  $\varepsilon_{11}^A$  に対して  $2\theta \sin^2 \psi$  線図を求め、これらの関係から PXEC を計算して求めた。

破壊じん性試験後の試験片表面の残留応力測定は、Fig. 5 に示すように、鈍化切欠き先端に接した破面の板厚中央において行った。なお、破面下の残留応力の分布状態は、表面層を電解研磨により逐次除去し、測定を繰り返すことで求めた。使用した電解研磨液は、過塩素酸と無水酢酸との混合溶液（組成比 1 : 4）である。<sup>2)</sup> 研磨量は単位時間毎に、切欠き平行部の寸法をマイクロメーターで測定した結果から推定した。

## 2・4 マクロ・ミクロ応力

複合材料に外力が付加されると、各構成相間に相互作

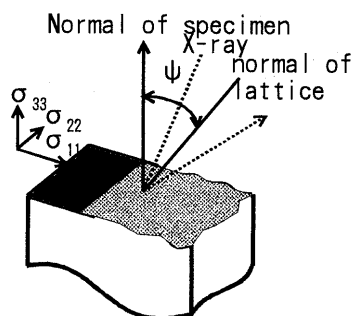


Fig. 5. Coordinate system of X-ray stress measurement and symbols used in this study.

用が発生し、微視的応力（マイクロ応力）を生じる。二相材料の場合、 $\sigma^m$ ,  $\sigma^{\Omega}$ をそれぞれ母相、第二相のマイクロ応力、 $\sigma^A$ を測定範囲内の平均応力（マクロ応力）、 $\sigma^M$ ,  $\sigma^I$ をそれぞれ母相、第二相の相応力とすると、それらの釣合条件より次式が成立する。<sup>12)</sup>

$$\begin{aligned} (1-f)(\sigma_{11}^m - \sigma_{33}^m) + f(\sigma_{11}^{\Omega} - \sigma_{33}^{\Omega}) &= 0 \\ \sigma_{ij}^M &= \sigma_{ij}^A + \sigma_{ij}^m \\ \sigma_{ij}^I &= \sigma_{ij}^A + \sigma_{ij}^{\Omega} \end{aligned} \quad (3)$$

ここで、 $f$ は第二相の体積率である。上式の関係を用いると、相応力 $\sigma^M$ ,  $\sigma^I$ および $f$ が既知であれば、マクロ応力とマイクロ応力が得られる。

## 2・5 塑性ひずみ

二相材料の塑性変形では、各構成相の降伏点が異なると、相間のミスマッチひずみが発生する。第二相が球形で、各相が等方等質である場合には、Eshelbyの等価介在物法<sup>13)</sup>とMori-Tanakaの定理<sup>14)</sup>に基づいて次式が成立する。<sup>8), 9)</sup>

$$\partial(\sigma_{11}^i - \sigma_{33}^i) / \partial \sigma_{11}^A = 3B_i \quad (4)$$

$$\Delta^p \varepsilon_{11} - \Delta^p \varepsilon_{33} = \frac{1}{3B_1 f} [3B(\sigma_{11}^A - \sigma_{33}^A) - (\sigma_{11}^M - \sigma_{33}^M)] \quad (5)$$

ここで、 $B_i$ の添字 $i$ は、式(2)と同様に構成相を表している。母相( $i=M$ )のとき $B_i=B_M$ 、また、第二相( $i=I$ )のとき $B_i=B_I$ である。また $\Delta^p \varepsilon_{11}$ ,  $\Delta^p \varepsilon_{33}$ ,  $B_M$ ,  $B_I$ は次式で表される。

$$\begin{aligned} \Delta^p \varepsilon_{11} - \Delta^p \varepsilon_{33} &\equiv (\varepsilon_{11}^I - \varepsilon_{33}^I) - (\varepsilon_{11}^M - \varepsilon_{33}^M) \\ B_M &= \frac{\mu_M - \beta(\mu_M - \mu_I)}{3R}, B_I = \frac{\mu_I}{3R}, B_1 = \frac{2(\beta-1)\mu_M\mu_I}{R} \\ \beta &= \frac{2(4-5\nu_I)}{15(1-\nu_M)}, \mu_M = \frac{E_M}{2(1+\nu_M)}, \mu_I = \frac{E_I}{2(1+\nu_I)} \quad (6) \\ R &= \mu_M - [\beta - f(\beta-1)](\mu_M - \mu_I) \end{aligned}$$

ここで、 $E_M$ ,  $\nu_M$ はそれぞれ母相のヤング率、ポアソン比、また $E_I$ ,  $\nu_I$ は第二相の値である。 $\Delta^p \varepsilon_{mn}$ は、第二相の塑性ひずみ( $\varepsilon_{mn}^I$ )と母相のそれ( $\varepsilon_{mn}^M$ )との差を表す。以上の式から、弾性定数と $f$ が既知であれば、先にX線的に求めた相応力(式(2))から両相の塑性ひずみの差 $\Delta^p \varepsilon_{11} - \Delta^p \varepsilon_{33}$ が得られる。

## 3 実験結果

### 3・1 破壊じん性試験

Fig. 6は荷重 $P$ および電位差 $\Delta V$ と荷重開口変位 $u$ の関係の1例を $\rho = 0.35\text{mm}$ の場合に関して示したものである。ここで、 $P$ - $\Delta V$ 関係において、変位が急速に増大し始める変極点を矢印で示す。これらの関係から、き裂発生が不安定点と一致したと考えられる。<sup>11)</sup> 本実験範囲では、き裂発生点までの $P$ - $u$ 曲線はほぼ直線であった。ここでは、矢印で示した点 $P$ をき裂発生点に対応する破壊荷重として、切欠き材の破壊じん性値を求めた。 $K_p$ と切欠き半径 $\rho$ の平方根との関係をFig. 7に示す。その結果、切欠き半径が大きくなるにつれて破壊じん性値が線形的に増加しており、切欠きの鈍化が破壊じん性値の増加に影響していることがわかる。

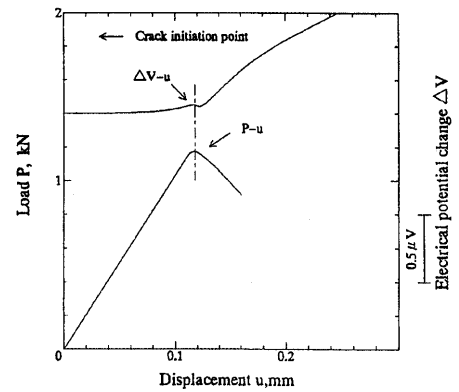


Fig. 6. Relation between load value and crack-opening displacement at  $\rho = 0.35\text{ mm}$ .

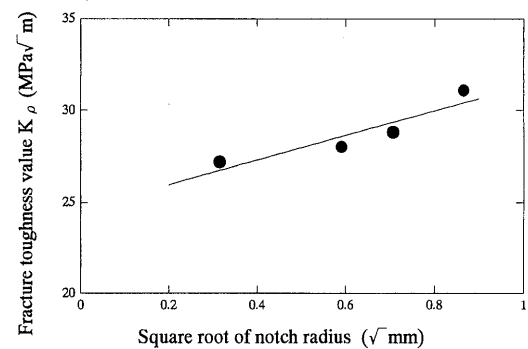


Fig. 7. Fracture toughness value  $K_p$  as a function of square root of radius of notch tip.

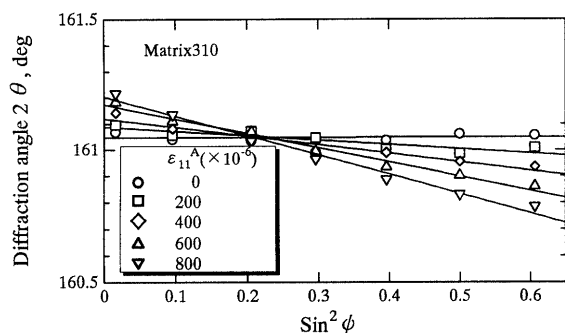
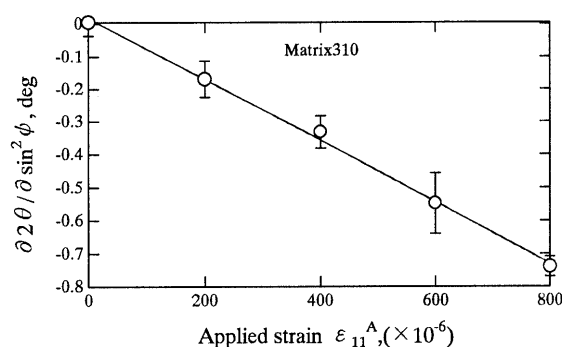
### 3・2 X線応力定数およびX線の弾性定数(PXEC)

母相のPXECについては、母相のみからなる材料(TiN0%)を作製し、四点曲げ試験によって実測した。負荷ひずみ $\varepsilon_{11}^A$ に対して求めた $2\theta \sin^2 \psi$ 線図をFig. 8に示す。また、Fig. 9には $\varepsilon_{11}^A = 0 \sim 800 \times 10^{-6}$ のときの傾きと $\varepsilon_{11}^A$ との関係を示す。図中の縦棒は68.3%の信頼限界を表す。式(2)の関係から母相のPXECを求めることができる。なお、TiNのPXECについては、単結晶の弾性定数<sup>16)</sup>からKrönerモデル<sup>17)</sup>を適用し、計算によって求めた。得られた値は母相については $E = 243.9\text{GPa}$ ,  $\nu = 0.241$ , TiNについては $E = 431.5\text{GPa}$ ,  $\nu = 0.196$ であった。

### 3・3 破壊じん性破面下の残留応力分布

破壊じん性破面下のマクロ・マイクロ応力の分布を式(2), (3)を用いることによって求めた。一例として $\rho = 0.75$ の結果をFig. 10に示す。母相の応力は引張であるのに対し、TiN相の応力は圧縮となっている。各相応力の値は比較的小さい値となっており、マクロ応力はほとんど0である。さらに、 $50\mu\text{m}$ 付近で、母相とTiN相の応力値が逆転している現象が観察された。

一方、マイクロ応力では、母相は一部圧縮が見られるものの全体的に引張応力で、TiN相については表面近傍で圧縮応力である。このことから、本材料の破壊の原因として、マイクロ応力も作用していると考えられる。尚、この傾向は他の切欠き半径の試験片についてもほぼ同様であった。つまり、破壊事故解析のために必要な手段の一つであるX線フラクトグラフィを複合材料に適用する場

Fig. 8.  $2\theta\sin^2\phi$  diagram of matrix phase (single phase).Fig. 9. Slope of  $2\theta\sin^2\phi$  diagram vs. applied strain.

合、相毎に応力状態が異なるため、マクロ・ミクロ応力の概念を明確にする必要があるといえる。

次に、切欠き半径が塑性域深さに及ぼす影響について検討する。Fig. 11 に破面からの深さ方向の相応力分布を示す。母相については、破面下の残留応力は圧縮側に増加し、約深さ  $10\mu\text{m}$  で極小値をとった後、その絶対値が減少し、材料自体が本来持つ残留応力に漸近する。このような残留応力分布はき裂先端での塑性変形が原因とされており、<sup>18)</sup> 残留応力がある値で漸近する深さが塑性域深さ  $\omega_p$  とみなされる。また、TiN 相については破面からの深さ方向に対する残留応力の分布に幾分ばらつきが見られたものの母相に比べると収束する深さが浅くなっている。X 線応力測定では回折角が比較的低角度で、かつ、ヤング率が高い場合、ひずみ感度が小さくなる傾向がある。さらに、本材料の場合、TiN 含有量が 10wt.% と回折強度が小さいことが原因となっている。本研究では判定の情報量を増やすため相応力、ミクロ応力の収束する深さをそれぞれ求め、それらの平均値から TiN 相の塑性域深さを決定した。本手法は、今回の一例として適用したに過ぎず、その有効性については今後の課題としたい。

#### 4 考 察

$K_p$  は  $\sqrt{\rho}$  に比例しており、 $K_p$  と  $\sqrt{\rho}$  の関係は原点を通る直線で近似することができるといわれている。<sup>3), 4)</sup> しかし、Fig. 7 に示したように  $K_p$  は  $\sqrt{\rho}$  に対して、比例的に増大しているが、直線の延長は原点に一致していない。この傾向は、広瀬ら<sup>19)</sup> の球状黒鉛鑄鉄に近い結果となった。本材の場合、TiN 粒子が球状黒鉛鑄鉄と同じように介在物となり、切欠きの効果とは別の影響が生じているものと考えられる。つまり、切欠き半径が増加すると、

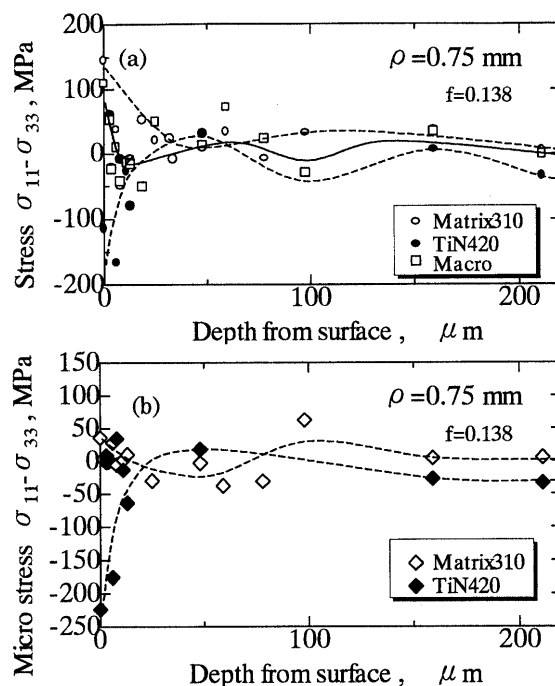


Fig. 10. Macro- and microstresses vs. depth from fracture surface. (a) : Macro and phase stresses, (b) : Micro stresses.

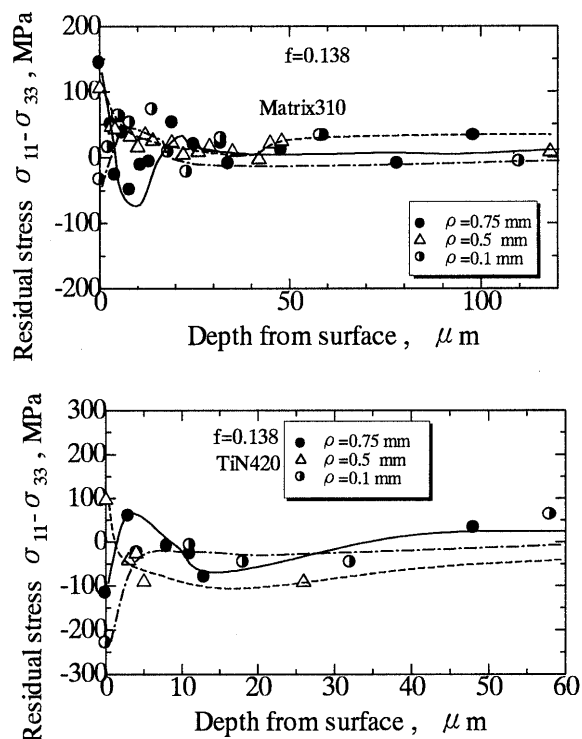


Fig. 11. Distribution of residual phase stresses near fracture surface (Top : Matrix, Bottom : TiN).

応力集中をうける TiN の数が増加し、き裂が TiN と母相の界面に走りやすくなり、外部形状の効果が結果的に見かけ上小さくなるものと考えられる。

Fig. 10 からわかるように母相、第二相ともに最表面における残留応力の絶対値は 200MPa 以下と小さく、き裂先端での塑性変形はほとんど形成されなかったと推察される。母相の残留応力は、TiN に比べると、より引張

側に片寄っている。また、本研究では測定の場合上、TiN 相と母相は Co-K $\alpha$  線を統一して使用した。従来の鉄鋼材料の測定では Cr-K $\alpha$  線が用いられている。Co-K $\alpha$  線は、Cr-K $\alpha$  線に比べ、X 線侵入深さがほぼ 2 倍である。このことにより残留応力の絶対値は平均化され、その値が比較的小さな値を示した原因のひとつであると考えられる。

Fig. 12, 13 に半価幅およびマイクロメカニクスの応力場の乱れから計算した<sup>15)</sup> 塑性ひずみ差について、それぞれ、深さ方向の分布の結果を示す。母相の半価幅については、破面直下で粉末に比べ大きな値を示していたが、第二相では破面直下においても無ひずみの粉末とほぼ等しい値が得られた。このことから、塑性ひずみの大部分は、母相において生じ、第二相ではほとんど生じていないことが予想される。したがって、Fig. 13 の塑性ひずみ差は、母相の塑性ひずみ量とほぼ等しいとみなすことができる。塑性ひずみ差については表面から 50 $\mu$ m の範囲で塑性ひずみ差の大きな分布が見られ、それよりも深い領域についてはほとんど 0 になっていることが分かる。また、塑性ひずみ差には切欠きの影響をそれほど受けていないことが分かる。これは切欠き半径が大きいと切欠き先端付近での TiN 粒子の個数が増え、それらの界面がマイクロクラックを生じ、また連結して巨視的なクラック進展へと発展していたためと考えられる。

母相、第二相共に、切欠き半径が大きくなると表面直下の半価幅が大きくなっている。上述した球状黒鉛鋳鉄の場合、切欠きの大きさと共に表面の半価幅は減少するという報告がある。<sup>19)</sup> 本材の場合、これとは逆の結果となった。この原因は、黒鉛と TiN のき裂に対する抵抗差に問題があると考えられる。黒鉛が破壊することによって半価幅の減少が見られるのに対し、TiN はき裂に対し、いくらか回り込みの現象を生じさせていると予想される。深さ方向の分布をみると、いずれの試験片においても、残留応力および半価幅は、やや深いところに極大値が認められた。これは、表面の凹凸による応力緩和の影響等が重畳していると考えられる。

塑性ひずみ差については、一部バラツキも見られるが、表面付近は正值であり、一度負の値を示した後収束する傾向が観察された。 $\rho = 0.75$  のとき、収束する深さが最大ではあるが、その他の  $\rho$  では判別が困難であった。現段階では、精度にやや問題が見られるものの、これまで定性的に頼らざるを得なかった塑性ひずみの測定が可能となったといえる。

次に、X 線残留応力測定によって定めた塑性域深さと破壊じん性との相関について検討する。塑性域を求めるのに際しては、これまで半価幅および残留応力が用いられている。本研究では、母相は半価幅、TiN 相については残留応力を用いて求めた。その理由は、一般に高強度・低じん性材料の塑性域深さの推定に対しては残留応力が有効なパラメータであり、一方低強度・高じん性材料に対しては半価幅あるいは回折図形が有力なパラメータとなると言われている。<sup>3)</sup> 本供試材料の母相である Fe-Cr 鋼は高じん性、第二相の TiN は低じん性であるので、母相は半価幅、TiN 相は残留応力の収束点で塑性域深さ

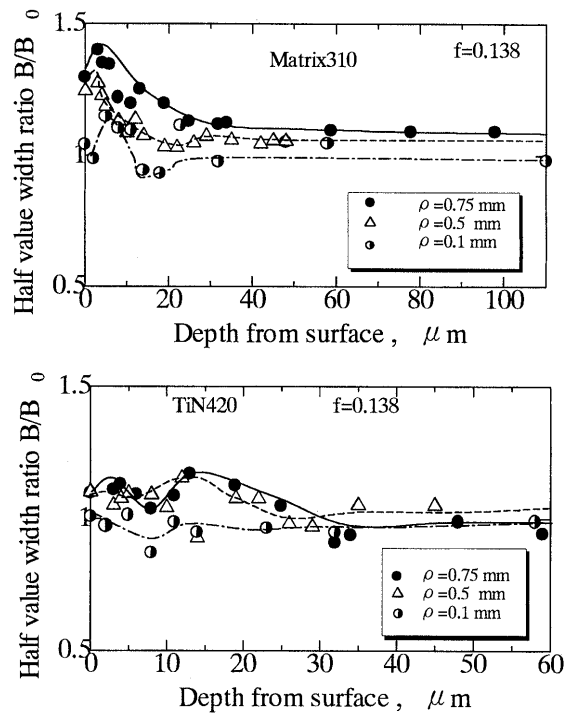


Fig. 12. Full width of half maximum vs. depth of surface (Top : Matrix, Bottom : TiN).

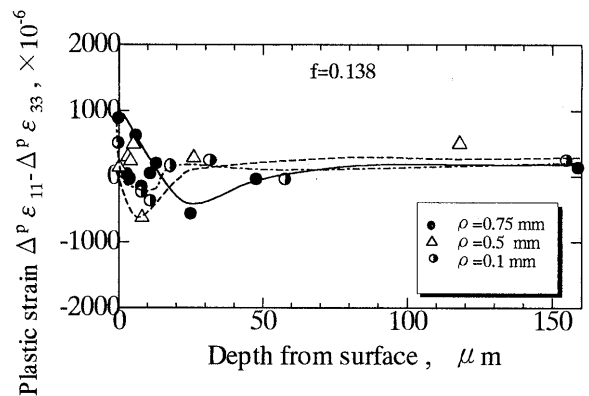


Fig. 13. Plastic strain vs. depth of surface.

を求めた。Fig. 14 は、このようにして破面下の塑性域深さ  $\omega_y$  を求め、破断時の  $K_p$  と曲げ強さ  $\sigma_B$  より、 $(K_p/\sigma_B)^2$  を求め整理したものである。TiN 相については、残留応力が一定になる値から求めた。図中の◎印は、式 (5) から求めた塑性ひずみの収束点 (Fig. 13) から  $\omega_y$  を推定した。その結果、塑性ひずみ  $\Delta^p \epsilon$  は、母相と TiN 相の中間、むしろ TiN 相に近い傾きを持っていることが分かる。図中に示した関係は、次式で表される。

$$\omega_y = \alpha (K_p/\sigma_B)^2 \quad (7)$$

ここで、 $\alpha$  は定数で、母相が 0.13、TiN が 0.064 であった。これらの値は Levy らのき裂の完全弾塑性材料の平面ひずみ有限要素解析<sup>20)</sup> の 0.15 に比べると小さい値となった。母相の値は、広瀬<sup>21)</sup> の鉄鋼材料 (高張力鋼) の  $\alpha$  値 ( $\alpha = 0.14$ ) に近い値を示しており、TiN 相に関しては、三嶋<sup>22)</sup> のアルミナセラミックスの  $\alpha$  値 ( $\alpha = 0.048$ ) に近い値を示している。このことから、本焼結複合材料においても従来の単相材料の場合と同様に、硬質

セラミックス粒子に比べ母相である鉄鋼材料の方が  $\alpha$  値が大きい傾向にあることがわかる。そして、鉄系である母相の  $\alpha$  が通常の鉄鋼材料に比べ減少し、TiN がセラミックスに比べ大きな値を示したのは、個々の相互作用が影響していると考えられる。前述した Eshelby/Mori-Tanaka モデルによれば、複合材の場合、弾性定数の小さい相（本材の場合は母相）はマクロ応力よりも小さい応力がかかり、弾性定数の大きい方は反対に大きくなる。このような応力の不均一な状態が  $\alpha$  値に影響を与えていると考えられる。

以上より式 (7) によって破面形態に関係なく  $\sigma_B$  が分かっているれば、破面の X 線観察で  $\omega_y$  を測定することにより破壊じん性値の推定が可能となる。 $\Delta^p \varepsilon$  については、 $\alpha = 0.075$  と両相の結果の中間値を示し、比較的 TiN に近い値を示している。本材のような複合材料の場合、求まる曲げ強さは複合体全体の値であるが、X 線で直接求まる応力は相応力である。マクロ応力と相応力との相関性は、降伏応力の差による弾塑性変形挙動として、マイクロメカニクスを用いた理論が発達しており、<sup>15)</sup> 弾塑性変形挙動、塑性域深さを関連づけた解析方法の発展が期待できる。複合材の場合、塑性ひずみ差  $\Delta^p \varepsilon$  によって今までにない新しいパラメータとして、塑性ひずみの定量的な測定ができ、フラクトグラフィにおける相補的な手法となることが期待される。また、塑性ひずみを求める場合、二相の応力を求める必要があるため、測定時間が必然的に長くなる問題がある。本研究ではディフラクトメーター（0 次元検出器）を用いたが、最近では、イメージングプレート（2 次元検出器）を用いたマクロ・マイクロ応力測定の迅速化も報告<sup>9)</sup> されており、時間的な問題は容易に改善されるものと思われる。

## 5 結 言

本研究で得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) 焼結によって作製した複合材料 (Fe-Cr/TiN) の破壊じん性値は切欠き半径に対して線形的に増加した。

(2) 破壊じん性破面下におけるマクロ・マイクロ応力の分布および塑性ひずみの状態を PXEC を使って求めることができた。

(3) 破壊じん性破面の残留応力は、母相については引張で、TiN 相については圧縮であった。また、それらの応力は、深さとともに減少し零に近づく。残留応力および半価幅は切欠き半径が大きいほど大きくなり、残留応力が零に漸近する深さも大きい。

(4) 半価幅、相応力、塑性ひずみ  $\Delta^p \varepsilon$  分布に基づき測定した塑性域深さ  $\omega_y$  と、き裂発生時の応力拡大係数  $K_p$  および曲げ強さ  $\sigma_B$  との間には次の破壊力学関係式が成立した。

$$\omega_y = \alpha (K_p / \sigma_B)^2$$

(5) ここで  $\alpha$  は母相については 0.13、TiN 相については 0.064 であった。

TiN によって分散強化された焼結材の破壊様式は、外部形状の効果に加え、TiN の分散状態の影響を考慮する必要がある。

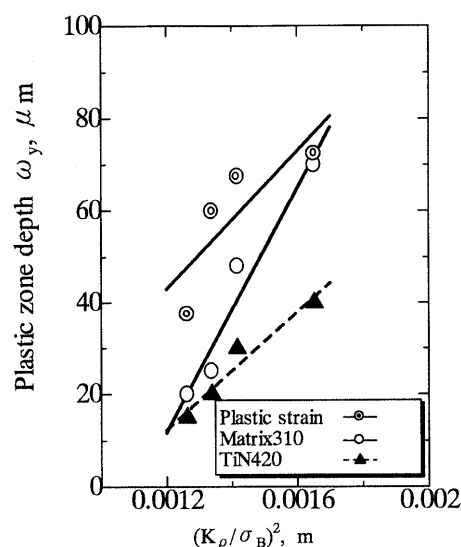


Fig. 14. Relation between plastic zone depth and stress intensity factor divided by bending stress.

## 参 考 文 献

- 1) 新居説雄, 内燃機関, **28**, 64 (1989).
- 2) 日本材料学会編, “X 線応力測定法”, p.1 (1981) 養賢堂.
- 3) 田中啓介, “X 線フラクトグラフィによる事故破面解析手法の確立”, 昭和 62 年度科学研究費補助金総合研究 (A) 研究成果報告書, p.1 (1987).
- 4) 広瀬幸雄, 田中啓介, 岡林邦夫, 材料, **27**, 545 (1978).
- 5) 広瀬幸雄, 田中啓介, 材料, **29**, 828 (1979).
- 6) 宮野正晴, 佐々木敏彦, 鷹合滋樹, 広瀬幸雄, 日本機械学会論文集, **A-64**, 200 (1998).
- 7) 宮野正晴, 佐々木敏彦, 鷹合滋樹, 広瀬幸雄, 日本機械学会論文集, **A-64**, 1014 (1998).
- 8) 佐々木敏彦, 林 政, 広瀬幸雄, 日本機械学会論文集, **A-63**, 370 (1997).
- 9) 佐々木敏彦, 林 政, 広瀬幸雄, 日本機械学会論文集, **A-62**, 2741 (1996).
- 10) 國尾 武, 中沢 一, 林 郁彦, 岡村弘之, “破壊力学実験法”, p.81 (1984) 朝倉書店.
- 11) 田中啓介, 秋庭義明, 藤田成雄, 材料, **36**, 177 (1987).
- 12) 豊田政男, “インターフェイスメカニクス”, p.105 (1991) 理工学社.
- 13) J. D. Eshelby, Proc. R. Soc. London, **A241**, 376 (1957).
- 14) T. Mori and K. Tanaka, Acta. Met., **21**, 571 (1973).
- 15) S. C. Lin, C. C. Yang, T. Mura and T. Iwakuma, Int. J. Solids Struct., **29-14/15**, 1859 (1992).
- 16) A. Perry, J., Thin Solid Films, **170**, 63 (1989).
- 17) E. Kröner and Z. Physik, Bd**151**, 504 (1958).
- 18) 平 修二, 田中啓介, 鉄と鋼, **65**, 450 (1979).
- 19) Y. Hirose, Z. Yajima and K. Tanaka, Mech. Beh. Mat. -V., Ed. M. G. Yan, S. H. Zheng, 551 (1987).
- 20) N. Levy, P. V. Marcal, W. J., Ostergren and J. R. Rice, Int. J. Fract., **7**, 143 (1971).
- 21) Y. Hirose and K. Tanaka, Adv. X-ray Analysis, **29**, 265 (1986).
- 22) 三嶋忠夫, 七山幸夫, 広瀬幸雄, 田中啓介, 材料, **36**, 805 (1987).