

固体状ゴム粒子強化エポキシ樹脂のき裂先端ひずみ場の測定と解析*

Measurement and Analyses of the Strain Field around a Crack Tip in Epoxy Resin modified with Solid Rubber Particles

上田 真広¹, 宍戸 信之¹, 池田 徹¹, 宮崎 則幸¹

Masahiro UEDA, Nobuyuki SHISHIDO, Toru IKEDA and Noriyuki MIYAZAKI

¹ 京都大学大学院工学研究科機械理工学専攻
(〒606-8501 京都市左京区吉田本町)

Epoxy resin is widely used for engineering components as adhesive and matrix materials due to its prior properties. However, pure epoxy resin is brittle. To improve the fracture toughness of the epoxy resin, rubber particles are mixed with epoxy resin. In this study, we measured the fracture toughness of unmodified epoxy resin and rubber-modified epoxy resin using single-edged notch bending specimens. The microstructure in damage zone was investigated, employing transmission electron microscopy (TEM). The distributions of strain around a crack tip were measured using a micro-video-scope and the digital image correlation method (DICM). The measured distribution of strain was compared with that estimated using the finite element method (FEM) in conjunction with Gurson's model, which can well describe the yielding of porous materials such as rubber-modified epoxy resin. The measured distribution of strain around a crack tip was similar to that obtained by the three dimensional FEM with Gurson's model.

Key Words : Fracture Mechanics, Fracture Toughness, Rubber-Modified Epoxy Resin, Digital Image Correlation Method, Finite Element Method

1. 緒 言

エポキシ樹脂はその接着強度や耐薬品性から工業用接着剤や複合材料のマトリックス材として幅広く用いられており、現代生活に欠くことのできない材料の一つとなっている。しかし、エポキシ樹脂には脆性的な破壊挙動を示すという欠点があり、その脆さを改良し、強靱化する方法が様々に研究されている。特に、エポキシ樹脂中にゴム成分を添加するゴム強化エポキシ樹脂については、破壊靱性値が著しく改善できることが知られており、その高靱化機構について多くの研究がなされている^{(1)~(6)}。例えば、Kunz Douglass ら⁽¹⁾は、液状ゴムである Carboxyl terminated butadiene acrylonitrile (CTBN) により強化したエポキシ樹脂について、き裂の伝播を光学顕微鏡で観察し、き裂の進展とともにゴム粒子が割れ・伸びることでエネルギーが散逸され、破壊靱性値が上昇するという結論を得た。Kinloch ら^{(2)・(3)}も SEM による詳細な微小構造の観察を行い、高靱化機構として、マトリックスのせん断降伏を含む変形メカニズムを考えた。その後、李ら⁽⁶⁾は、ゴム強化エポキシ樹脂について光学顕微鏡を

用いたき裂先端周りの損傷域の観察を行い、その大きさ、特に損傷域の長さや破壊靱性値が深い関係にあると指摘した。また、原子間力顕微鏡を用いてゴム粒子の変形を調べ、ゴム粒子内の空洞（キャビテーション）の発生によるエネルギー散逸が主な高靱化の原因だと結論づけた。

本研究で対象とする固体粒子状の Nitrile Butadiene Rubber (NBR) は、CTBN により析出するゴム粒子が直径 3~10 μm であるのに対して、100nm 以下の大きさのものが製造されており、エポキシ樹脂に混合することで、CTBN を混合した場合よりも高い破壊靱性値が得られることが知られている。しかし、ゴム粒子の直径が小さいため光学顕微鏡によって損傷状態を観察することができない。そこで、本研究では、透過型電子顕微鏡 (TEM) を使用して、き裂先端付近の損傷域における NBR の損傷状態を調べた。

また、き裂先端付近の損傷領域についても CTBN のような明確な損傷域を光学顕微鏡を用いて観察することはできない。そこで、本研究では、NBR により強化したエポキシ樹脂の試験片を作成し、マイクロビデオスコープで撮影した画像にデジタル画像相関法 (DICM)⁽⁷⁾ を組み合わせて、き裂先端近傍のひずみ分布の測定を行った。さらに、有限要素法を用いてゴム粒子の損傷を考慮した Gurson モデルを用いた弾塑性解析を行い、き

* 原稿受付2008年12月19日、改訂年月日2009年02月20日、発行年月日2009年03月10日、© 2009年 日本計算工学会。
Manuscript received, December 19, 2008; final revision, February 20, 2009; published, March 10, 2009. Copyright© 2009 by the Japan Society for Computational Engineering and Science.

裂先端近傍のひずみ分布が DICM による計測結果と一致することを確かめ、間接的にき裂先端付近の損傷状態を予測した。

2. 実験

2.1 材料 母材となるエポキシ樹脂にはビスフェノール A 型液状エポキシ樹脂 (XNR 7425, 長瀬産業 (株)) を用いた。添加物として液状ゴムである CTBN (CTBN1300×8, 宇部興産 (株)) および固体粒子状の NBR を用いたが、NBR 単体ではエポキシ樹脂中にゴム粒子が分散しないため、NBR の Methyl Ethyl Ketone (MEK) 溶液 (XER-91SK15, JSR (株)) を用いた。この溶液中の NBR と MEK の重量割合はそれぞれ 15wt%, 85wt% となっている。硬化剤としては変性脂肪族ポリアミン (HARDENER HY 956, 長瀬産業 (株)) を使用した。NBR を分散させたエポキシ樹脂の作製法について以下に述べる。まずエポキシ樹脂に NBR の MEK 溶液を同量混合し、モータにより攪拌した。その後、温度を上昇させながら真空ポンプと Cold trap を用いて溶液中の MEK を脱泡・回収した。MEK を除去した溶液に硬化剤をエポキシ樹脂 100 重量部に対して 5 重量部加え脱泡した。その混合物を 120°C に予熱した金型に流し込み、120°C で 16 時間加熱・硬化させ、厚さ 5mm の成形板を作成した。これらの過程を Fig. 1 に示す。このようにして、NBR と硬化剤の含有率がエポキシ樹脂 100 重量部に対して、それぞれ 15 重量部、5 重量部となるゴム強化エポキシ樹脂 (NBR15) を作成した。また、NBR の含有率がエポキシ樹脂 100 重量部に対して、10 重量部 (NBR10) および 5 重量部 (NBR5) のゴム強化エポキシ樹脂も作成した。一方、CTBN についてはその含有率が 15 重量部のもの (CTBN15) のみ作成した。さらにエポキシ樹脂に硬化剤だけを加えた未変成エポキシ樹脂も作成した。いずれも硬化剤の含有率は NBR15 と同様、5 重量部としている。

2.2 破壊試験 前節で製作した厚さ 5mm の樹脂板から Fig. 2 に示す三点曲げ試験片を切り出し、JSMS の規格⁸⁾ に準じモード I 破壊試験を行った。Fig. 2 に示した試験片のノッチは厚さ 1mm のメタルソーを用いて機械加工した。ここで、樹脂材料の場合、金属のように疲労き裂進展させても十分に鋭いき裂は得られない。そこで、初期き裂はノッチの先端にコーナーナイフを滑らすことで導入した。

万能試験機 (INSTRON 社製) を用い、負荷速度を 1, 10, 100, 1000 mm/min と変化させ破壊試験を行った。J 積分基準の破壊靱性値 J_{Pmax} は次式⁹⁾ により算出した。

$$J_{Pmax} = \frac{\eta \cdot U_{Pmax}}{B \cdot (W - a)} \quad (1)$$

ここで、 B , W , a はそれぞれ試験片の厚み、試験片の幅、初期き裂長さである。また U_{Pmax} は試験で得られる荷重変位曲線において、最大荷重 P_{max} までの曲線下の面積に相当する。三点曲げ試験において $\eta=2$ である。Fig. 3 に各ゴム濃度について代

表的な荷重変位曲線を示す。この図において、荷重変位曲線は、最大値をとる少し前に直線から外れている。実際には、荷重が最大値をとる少し前に数百 μm の安定き裂進展を経て脆性破壊にいたった。したがって、厳密には J-R カーブを作成して、き裂進展開始の J_{IC} を評価するのが規格に即している。しかしながら、き裂進展距離を測定することは高速負荷時には不可能であることと、脆性破壊にいたる前の定常き裂進展距離が非常に短いことから、便宜的に最大荷重時の J 値をもって破壊靱性値とした。このため、厳密に求めた J_{IC} と区別するために J_{Pmax} と記述した。Fig. 4 に負荷速度の違いによる NBR15 および CTBN15 の破壊靱性値 J_{Pmax} の変化を示す。ここで、試験結果は一つの条件につき、7 回行ったものの平均と最大最小値を示している。図よりすべての負荷速度に対して NBR15 の破壊靱性値は CTBN15 のそれより高い値を示すことがわかる。つまり、CTBN をエポキシ樹脂に混合する場合よりも、より粒径の小さい NBR をエポキシ樹脂に混合する方が、広い負荷速度範囲で高い破壊靱性値が得られる。

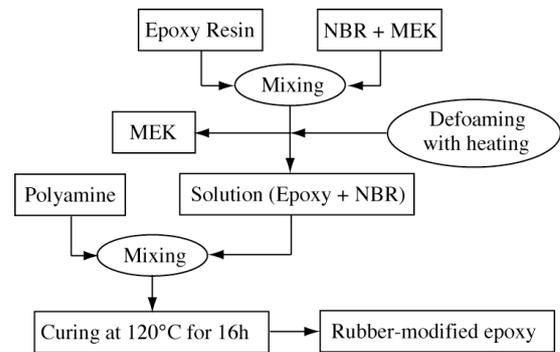


Fig. 1 Manufacture process of rubber-modified epoxy.

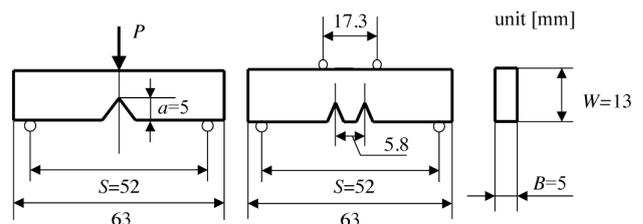


Fig. 2 Three point and four point bending specimens.

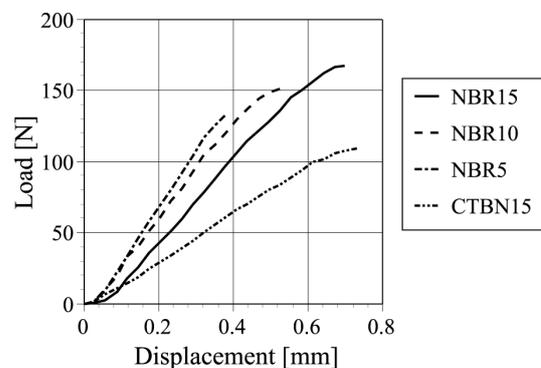


Fig. 3 Load-displacement curve for each specimen. (1mm/min)

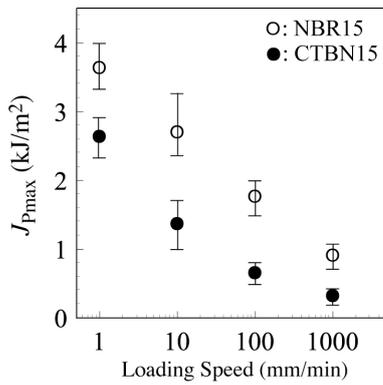


Fig. 4 Fracture toughness with loading speed.

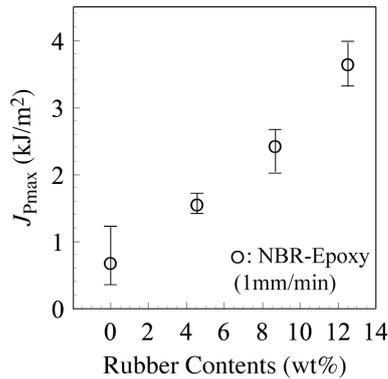


Fig. 5 Fracture toughness with rubber contents.

また、Fig.5に負荷速度が1 mm/minでの未強化エポキシ樹脂、NBR5、NBR10 および NBR15 の破壊靱性値 J_{pmax} を示す。この場合も、一つの条件について7回の破壊試験を行った。図より、13wt%までの範囲では、ゴム含有率が増加するにつれ、破壊靱性値は上昇することがわかる。

2.3 NBR 粒子中のキャビテーション き裂先端近傍の損傷域を顕微鏡観察するために準静的な四点曲げ試験を行った。試験片の形状及び寸法を Fig. 2 に示す。試験片はダブルノッチを導入した形状である。三点曲げ試験同様、ノッチの先端にカッターナイフを滑らせることで初期き裂とした。この試験片に負荷速度 1 mm/min で負荷をかける。この時、ダブルノッチの先端では同時に微小安定き裂進展が起こり、損傷域が発生・成長するが、負荷の増加に伴い一方のき裂が不安定き裂進展を起こし破壊に至る。本研究では破壊に至らなかった方のき裂について、その先端近傍に生じる損傷域における NBR の損傷状態を TEM により観察した。

高分子材料の TEM 観察においては電子線が透過するように厚さが 300nm 以下の薄片を作成する必要がある。そこで本研究では、ダイヤモンドナイフを用いて超薄片を作成するウルトラマイクローム法を用いて試料の作成を行った。また有機高分子材料はそのほとんどが C, H, O, N 等の軽元素で構成されているため電子線の透過性がよく、そのままでは構造及び成分の識別に十分な散乱コントラストが得られない。そこで、特定の成分および構造に電子散乱能の高い重元素を導入する電子染色が必要となる。本研究においては、不飽和系高分子材料に対し

て有効な染色剤である OsO₄ (四酸化オスミウム) を用いてゴム成分の染色を行った⁽¹⁰⁾。

Fig. 6 に NBR15 でのき裂先端近傍損傷域の TEM 観察写真を示す。ここで、図中で白い網目状に見えるものは、薄片を支持するためのカーボン製マイクログリッドである。NBR 粒子のほぼすべてにおいてキャビテーションが発生していることが確認できる。このことから、NBR で強化したエポキシ樹脂の高靱化メカニズムはゴム粒子のキャビテーション発生によるエネルギー散逸であると考えられる。CTBN により強化したエポキシ樹脂よりも NBR で強化したエポキシ樹脂の方がより高い破壊靱性値を示しているのは、NBR 粒子の方が CTBN 粒子と比べて粒径が 1 オーダー以上小さく、単位体積あたりのキャビテーションを生じるゴム粒子の数が格段に増加しているためと推測される。

このように固体粒子状ゴム NBR においても、その損傷は CTBN と同様にゴム粒子内部のキャビテーションによって生じるものであることがわかった。

2.4 ひずみ計測 デジタル画像相関法(DICM)は、変形前後の計測対象物をデジタルカメラで撮影し、得られたデジタル画像の輝度値分布から試料表面の変位を算出する方法である。本研究では、以前の研究⁽¹¹⁾で開発した、マイクロビデオスコープを用いた DICM のシステムを使用した。三点曲げ試験片について、そのき裂周り 6mm 四方の表面領域を対象とし、マイクロビデオスコープを通して CMOS カメラ (2008×2046 画素) で撮影した。実際の画素数と寸法の関係は、同倍率でスケールを撮影することにより求めた。Fig. 7 に撮影画像の一例を示す。DICM のサブセット探索を行いやすくするためにあらかじめ試験片表面に白と黒のスプレーを用いて模様をつけている。また、撮影画像全域でなく Fig. 7 中の白枠で囲まれる範囲に対して DICM を適用し、その領域内の離散点での変位を算出した。得られた離散点変位から移動最小自乗法 (MLSM: Moving Least Square Method) により任意の点のひずみを求めた。Fig. 8 にシステムの概要を示す。ここで、ゴム強化エポキシ樹脂の変形挙動は塑性、大変形を含むため、初期状態と破壊直前時の画像とでは相関を取るのが困難である。そのため非線形変形領域で撮影間の変形が線形近似

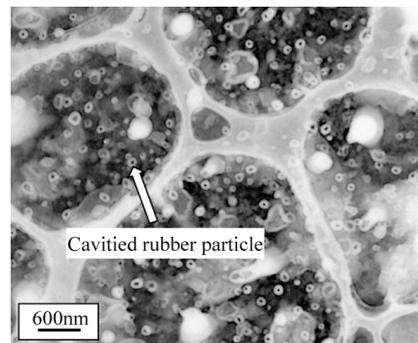


Fig. 6 Microphotograph (TEM) of cavitated rubber particles in a damage zone ahead of a crack tip for NBR15.

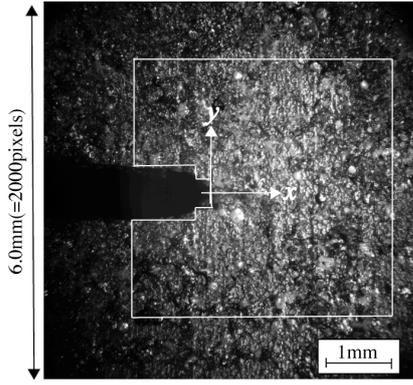


Fig. 7 Captured image example.

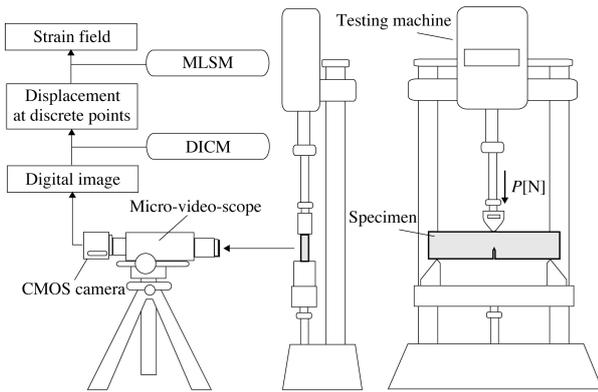


Fig. 8 Measurement system.

できるように、破壊直前まで段階的に撮影を行った。そして各
区間で変位を計測し、ひずみを算出した。それらをき裂先端を
原点とした座標上で増分的にたし合わせることで、各撮影時の
ひずみ分布を得た。なお、本論文では NBR15 のみを計測の対
象とした。

3. 解析方法

ここでは NBR15 を解析対象とした。

3.1 ダメージモデル Gurson モデル⁽¹²⁾ は Mises の降伏条件
を多孔質材料に対して適用するために、材料中のボイドの生
成、成長、合体を考慮したモデルである。本研究で用いるゴム
強化エポキシ樹脂では、2.3 節で示したように、三軸引張応力が
負荷されることでゴム粒子中にキャビテーションが発生、一
気に膨張する。ゴムの弾性率は、エポキシ樹脂に比べ非常に小
さいため、一旦キャビテーションが発生すると、その部分は単
なる空孔として振る舞うと考えられる。このことから、ゴム
強化エポキシ樹脂の降伏現象を再現するにあたって、Gurson
モデルを用いた。Gurson モデルの降伏条件式は次式で示さ
れる。

$$F = \left(\frac{\sigma^*}{\sigma_0} \right)^2 + 2f \cosh \left(\frac{\sigma_{kk}}{\sigma_0} \right) - [1 + f^2] = 0 \quad (2)$$

ここで、 f はボイド体積比、 σ_{kk} は引張り三軸引張応力、 σ^* は
Mises の相当応力、 σ_0 は定数である。ボイド体積比 f が 0 の
ときには、上式は Mises の降伏条件に一致し、 σ_0 は単軸の
降伏応力となる。

ボイド体積比の増加速度は、既に存在するボイドの成長と
新しいボイドの発生の和で表される。

$$\dot{f} = \dot{f}_{growth} + \dot{f}_{nucleation} \quad (3)$$

ボイドの成長は、ボイドを囲む母材の非圧縮性をもとに次
式で計算される。

$$\dot{f}_{growth} = (1-f) \dot{\epsilon}_{kk}^p \quad (4)$$

顕微鏡観察の結果、キャビテーションはゴム粒子一個中に
一つ発生し、それらの発生・合体は無いことから、解析にお
いてはボイドの成長のみを考えた。

3.2 初期ボイド率の決定 Gurson モデルを用いる上で、
そのパラメータである初期ボイド率 f_0 をどのように決定する
かが問題となる。ゴム強化エポキシ樹脂は、圧縮応力下では
ゴムの非圧縮性のため三軸引張応力の影響は小さく、Mises
材として振る舞うと考えられる。一方、引張り応力下では三
軸引張応力の影響を受け、ゴム粒子内部にボイドが発生し、
降伏応力が低下する。そこで、ゴム強化エポキシ樹脂の引
張り試験を行い、その降伏応力 σ_y が、圧縮試験での降伏
応力 σ_0 よりも低下することを確認し、解析においてその現
象を再現できるように初期ボイド率 f_0 の値を決定した⁽¹³⁾。
解析には、三次元モデルおよび、二次元で平面ひずみ状態
を仮定したモデルを用いた。圧縮試験、引張り試験および
三次元 Gurson モデルでの応力-ひずみ線図を Fig. 9 に示
す（二次元の場合も同様の結果のため省略する）。求めた
初期ボイド率およびゴム強化エポキシ樹脂の材料定数を
Table 1 に示す。ここで、 $f_0=0.30, 0.35$ という値は、明
らかにゴム粒子の体積含有率より大きい。ここでは、 f_0 は
現実のボイド率というよりも、降伏関数のフィッティング
パラメータとして取り扱った。

3.3 三点曲げ試験のき裂先端ひずみ場解析 次に、三
点曲げ試験の解析を行った。解析モデルは Fig. 10 に示す
三次元 1/4 モデルおよび、同様に有限要素を配置した二
次元モデルを用い、荷重条件として実験時と対応させ、
1mm/min で最大 0.8mm の強制変位を与えた。ここで、
Gurson モデルを用いた大変形解析を行う場合、鋭いき
裂のモデルを使用すると、き裂先端付近のひずみ速度が
無限大となり解が発散する。そこで、本解析ではき裂を
Fig. 10 のような鋭いノッチとして解析した。用いた
パラメータは前節で決定したものであり、三次元解析に
は三次元解析から得られた初期ボイド率を、二次元解
析には二次元解析から

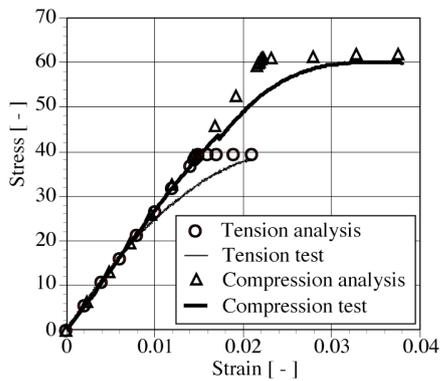


Fig. 9 Stress-strain curve for tensile and compression tests (Three-dimensional analyses).

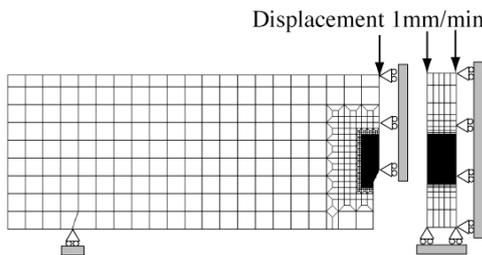


Fig. 10 Analysis model of SENB test.

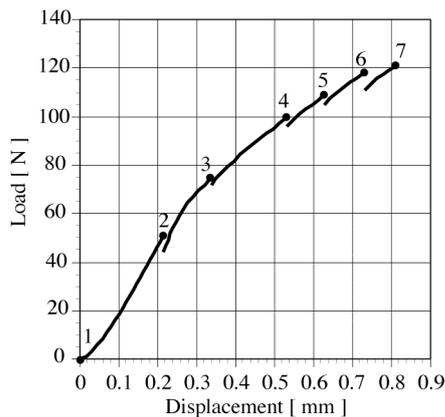


Fig. 11 Load-displacement relationship of specimen.

Table1 Material properties of rubber-modified epoxy resin.

E	ν	σ_y	σ_0	f_0	
[GPa]		[MPa]	[MPa]	(3D)	(2D)
2.68	0.37	39.4	59.0	0.30	0.35

得られた値を使用した。実際の解析には、汎用有限要素解析プログラム MSC. Marc を用い、Updated Lagrange 法により解析を行った。

4. 計測・解析結果

4.1 三点曲げ試験のひずみ計測 Fig. 11 に計測時の荷重 - 変位線図を示す。計測結果の代表として、Fig. 11 中において点 2 で示される状態（弾性変形内）および点 6 で示される状態（塑性・大変形領域）でのひずみ分布を Figs. 12, 13 の (i) に示す。 y 方向垂直ひずみ ϵ_{yy} が他の ϵ_{xx} , ϵ_{xy} と比較して高い値を示し、

支配的であることが分かる。また、荷重の増加によりき裂前方に強いひずみ場が生じることが分かる。

4.2 解析結果 Gurson モデルを用いた三次元解析により得られた試験片表面および中心でのひずみ分布を Figs. 12, 13 の (ii), (iii) に示す。また、Gurson モデルを組み込んだ二次元解析で、平面ひずみ・平面応力状態を仮定して得られた結果を (iv), (v) に示す。Fig. 12 において、実験結果および二次元平面応力以外の解析では、同様のひずみ分布が得られており、点 2 で示される状態では、ほぼ全域が弾性域にあると考えられる。一方で平面応力状態を仮定した解析ではき裂進展方向に強いひずみが現れており、この時点で既に降伏している。さらに Fig. 13 に示す塑性・大変形状態になると、解析結果はそれぞれ特有のひずみ分布を示した。(ii) の三次元解析（試験片表面部）では、 ϵ_{yy} がき裂前方で大きな値を示した。(iii) の三次元解析（試験片中央部）でも、 ϵ_{yy} は x 軸に沿って大きな値が分布している。この傾向は (iv) の二次元平面ひずみ解析の結果にも見られる。また、両者は ϵ_{xx} , ϵ_{xy} についても同様の分布を示し、一般的に言われているように、試験片中央のき裂先端近傍は平面ひずみ状態で近似できることがわかる。一方で平面応力状態を仮定した解析結果については先述したように、 x 軸に沿って大きなひずみが現れている。本研究で用いた試験片の板厚は 5mm であるが、試験片寸法が小さいため、き裂先端近傍では平面ひずみ状態にあると考えられ、平面応力解析は今回の破壊試験におけるき裂先端近傍のひずみ分布を再現していないことがわかる。このことは、三次元解析の試験片表面のひずみ分布が、平面ひずみ解析の結果とは異なっているものの、平面応力の結果とはさらに異なっていることからいえる。

4.3 結果の比較 Fig. 12 および Fig. 13 に示した結果から、特に $y=0$ (x 軸上) での ϵ_{yy} の値を取り出したものを Fig. 14 および Fig. 15 に示す。また、単純に Mises の降伏条件を適用した結果を合わせて示す。ここで、Fig. 15 中において、二次元解析で平面応力を仮定した結果は図の範囲外にあり、表示していない。Fig. 14 より、Gurson モデルを用いた結果および計測結果は、Mises 条件のみを考慮した結果と良く一致していることから、この時点ではゴム粒子の損傷はあまり生じていないと考えられる。一方 Fig. 15 では、大きな差が見られることから、ひずみに対するゴム粒子の影響が顕著になっていることがわかる。三次元解析と二次元解析の結果を比較すると、試験片中心付近は平面ひずみ状態で近似できるのに対し、表面は平面応力・平面ひずみ状態のいずれとも異なっており、二次元解析では近似できないことがわかる。本研究で用いたひずみ計測システムによって得られるひずみ分布は試験片表面上のものであり、Gurson モデルを用いた三次元解析の表面での分布と定量的によく一致しているのは妥当な結果と考えられる。

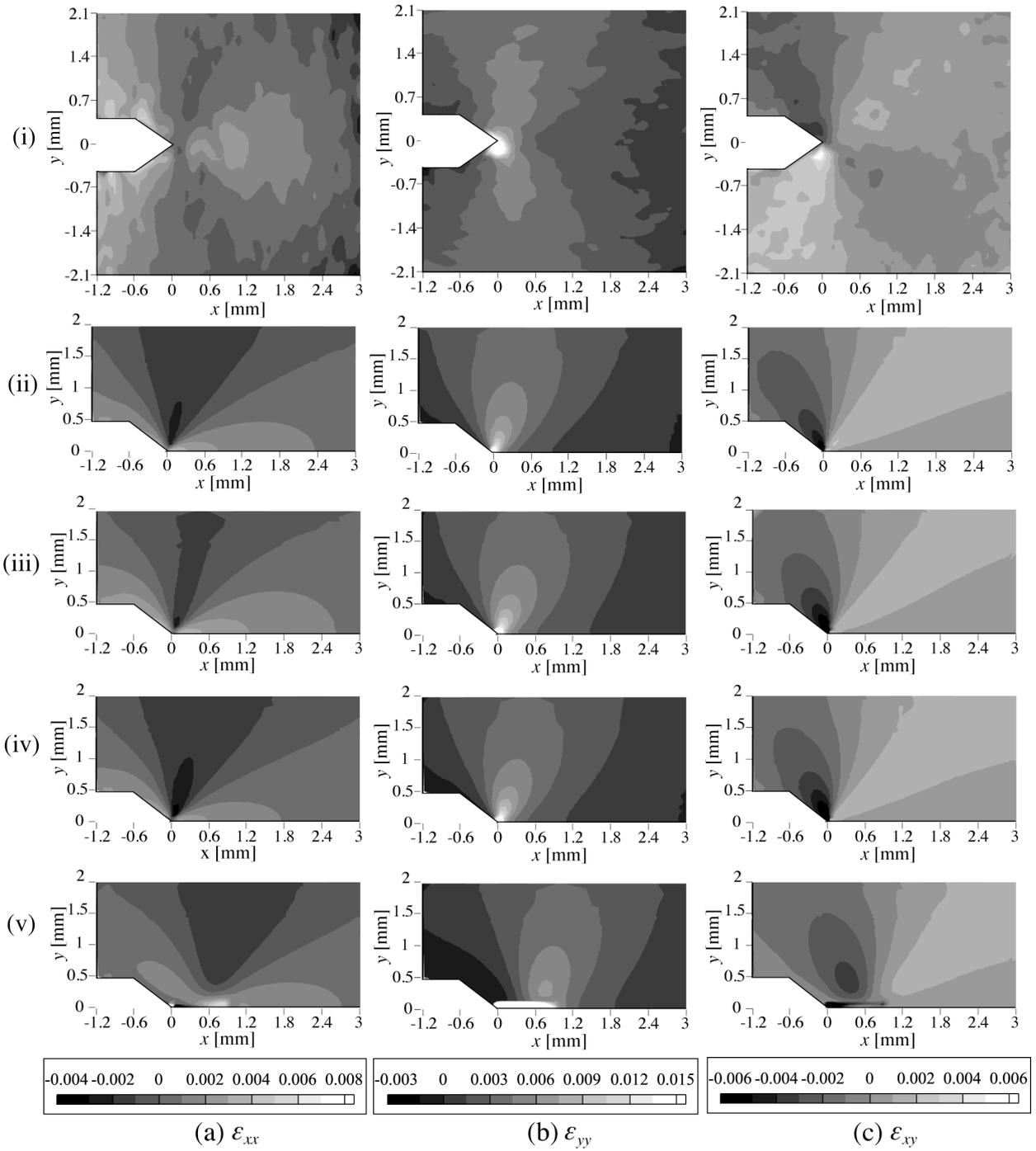


Fig. 12 Distribution of strain at point 2 in Fig. 11.

(i) Measured strain, (ii) 3D FEM (surface), (iii) 3D FEM (section), (iv) Plane strain FEM, (v) Plane stress FEM.

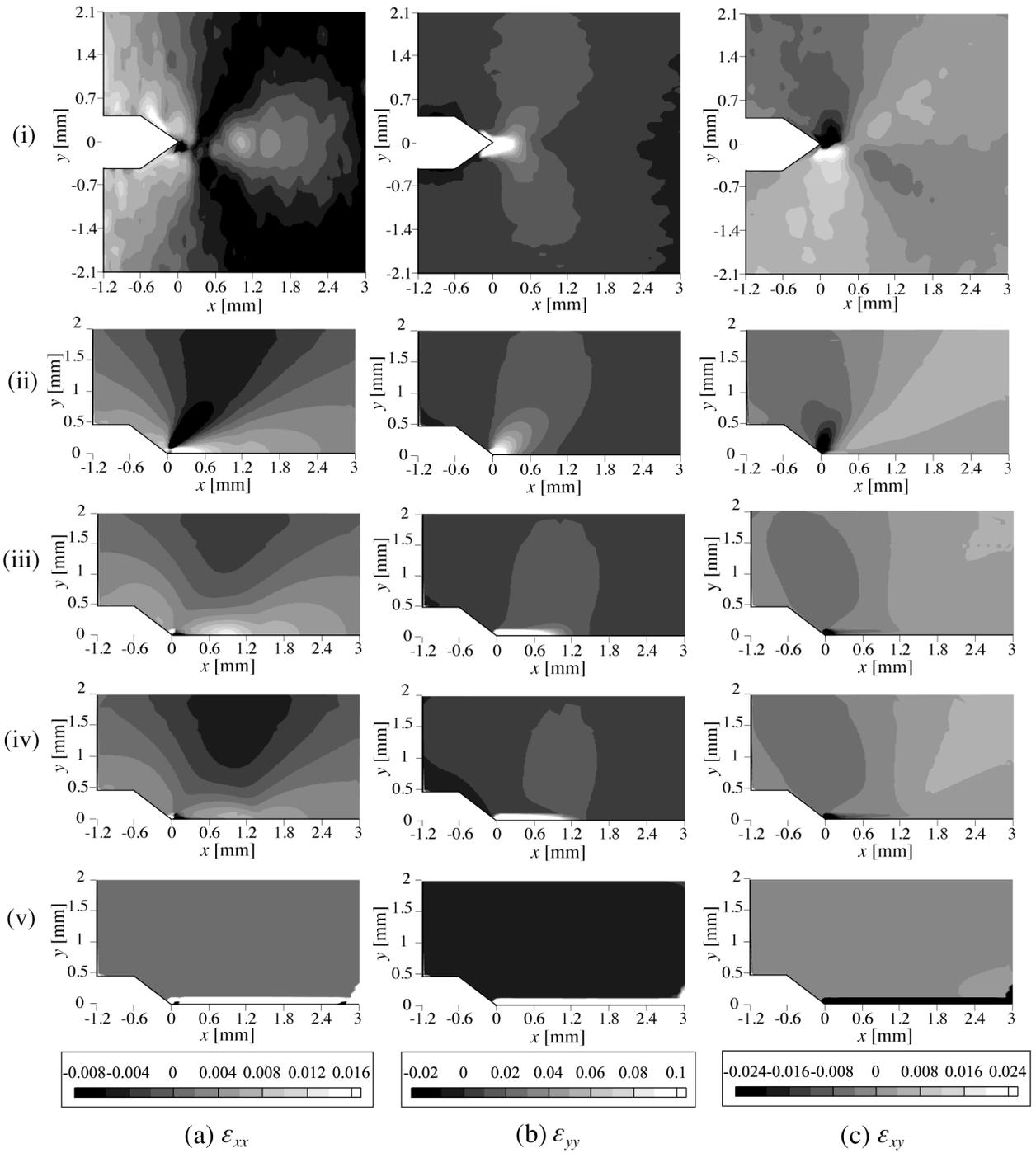


Fig. 13 Distribution of strain at point 6 in Fig. 11.

(i) Measured strain, (ii) 3D FEM (surface), (iii) 3D FEM (section), (iv) Plane strain FEM, (v) Plane stress FEM

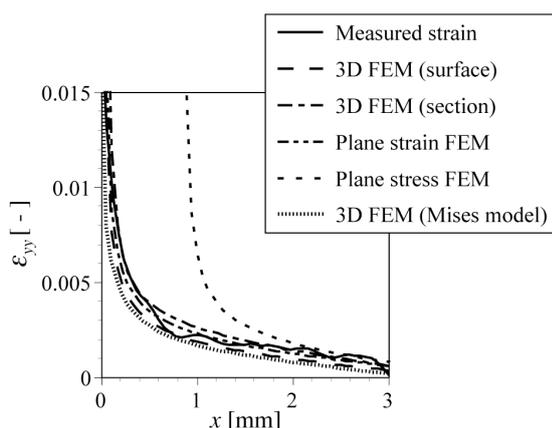


Fig. 14 Distribution of ε_{yy} along x -axis at point 2 in Fig. 11.

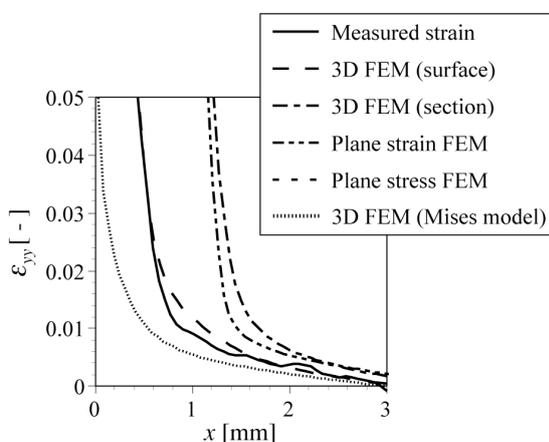


Fig. 15 Distribution of ε_{yy} along x -axis at point 6 in Fig. 11.

5. 結 言

固体粒子状ゴムであるNBRにより強化したエポキシ樹脂について、液状ゴムであるCTBNで強化したエポキシ樹脂との破壊靱性値を比較すると共に、透過型電子顕微鏡を用いてNBR中のキャビテーションの発生を観察した。また、マイクロ스코ブ画像にDICMを用いて、そのき裂先端近傍のひずみ場を測定した。さらに、Gursonモデルを用いたき裂先端の応力解析を行い、得られたき裂先端近傍のひずみを測定結果と比較した。本研究により得られた結論を以下に示す。

(1) NBRで強化したエポキシ樹脂は、広い負荷速度範囲でCTBNにより強化したエポキシ樹脂よりも高い破壊靱性値を示した。また、破壊直前のき裂先端近傍のNBR強化エポキシ樹脂を透過型電子顕微鏡で観察したところ、ゴム粒子中のキャビテーションの発生が観察された。これは、三軸引張応力により、ゴム粒子中にキャビテーションが発生して降伏したものと予測される。

(2) き裂先端近傍のマイクロSCOブ画像をDICMで処理することにより、き裂先端近傍の非線形ひずみの測定に成功した。

(3) Gursonモデルを用いた三次元FEM解析によって得られた試験片表面のき裂先端近傍のひずみ分布は、計測によって得られたひずみ分布に良く一致していた。このことより、Gursonモデルによる三次元FEM解析は、ゴム変成エポキシ樹脂の損傷を定量的に評価できていると考えられる。

謝 辞

本研究の一部は、日本学術振興会科学研究費補助金の助成により行った。また、電子顕微鏡観察においては、九州大学超高压電子顕微鏡室の設備を利用し、その実施にあたっては、九州大学大学院工学研究院材料工学専攻の金子賢治准教授、大上悟助教にご指導いただいた。試験に使用したNBRとCTBNは、それぞれJSR(株)と宇部興産(株)に提供していただいた。ここに記して謝意を表す。

参考文献

- (1) Kunz-Douglass, S., Beaumont, P. W. and Ashby, M. F., A model for the toughness of epoxy-rubber particulate composites, *Journal of Material Science*, **15**, 1980, pp. 109-1123.
- (2) Kinloch, A. J., Shaw, S. J., Tod, D. A. and Hunston, D. L., Deformation and fracture behaviour of a rubber-toughened epoxy: 1. Microstructure and fracture studies, *Polymer*, **24**, 1983, pp. 1341-1354.
- (3) Kinloch, A. J., Shaw, S. J., Tod, D. A. and Hunston, D. L., Deformation and fracture behaviour of a rubber-toughened epoxy: 2. Failure criteria, *Polymer*, **24**, 1983, pp. 1355-1363.
- (4) Bascom, W. D., Ting, R. Y., Moulton, R. J., Riew, C. K. and Siebert, A. R., The fracture of an epoxy polymer containing elastomeric modifiers, *Journal of Material Science*, **16**, 1981, pp. 2657-2664.
- (5) Yee, A. F. and Pearson, R. A., Toughening mechanisms in elastomer-modified epoxies Part 1 Mechanical studies, *Journal of Material Science*, **21**, 1986, pp. 2462-2474.
- (6) Lee, D., Ikeda, T., Todo, M., Miyazaki, N. and Takahashi, K., The Mechanism of Damage around Crack tip in Rubber-Modified Epoxy Resin, *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineers*, **65**-631, A, 1999, pp. 439-446.
- (7) Bruck, H. A., McNeill, S. R., Sutton, M. A. and Peters III, W. H., Digital Image Correlation Using Newton-Raphason

- Method of Partial Differential Correction, *Experimental Mechanics*, **29**, 1989, pp. 261-267.
- (8) JSMS Stress intensity factors handbook, *Pergamon press*, **1**, 1986, pp. 13.
- (9) ASTM D 6068-96 Standard, Test Method for Determining J-R Curves of Plastic Materials.
- (10) 朝倉健太郎, 広畑泰久, 電子顕微鏡研究者のためのウルトラマイクロトーム法 Q&A, アグネ承風社
- (11) Shishido, N., Ikeda, T., Miyazaki, N., Nakamura, K., Miyazaki, M. and Sawatari, T., Thermal Strain Measurement on Electronic Packages Using Digital Image Correlation Method, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, **57-1**, 2008, pp. 83-89.
- (12) Gurson, A. L., Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth. I. Yield criterion and flow rules for porous ductile media, *Trans. ASME, Journal of Engineering Material and Technology*, **99**, 1977, pp. 2-15.
- (13) Ikeda, T., Mano, J., Ikemoto, D., Lee, D. and Miyazaki, N., Constraint Effect Adherends on the Fracture of Adhesive Joint (2nd Report, Failure Analysis around a Crack Tip Using Gurson Model), *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineers*, **69-678, A**, 2003, pp. 434-441.