

## 固体状ゴム粒子変成エポキシ樹脂接着剤層中のき裂の破壊靱性値と き裂先端ひずみ分布に対する接着剤層厚さの影響\*

上田 真 広<sup>\*1</sup>, 穴 戸 信 之<sup>\*2</sup>  
池 田 徹<sup>\*2</sup>, 宮 崎 則 幸<sup>\*3</sup>

### Effect of Bond Thickness on the Fracture Toughness and the Strain Field around a Crack Tip in Adhesive Joints Using Epoxy Resin Modified with Solid Rubber Particles

Masahiro UEDA<sup>\*4</sup>, Nobuyuki SHISHIDO,  
Toru IKEDA and Noriyuki MIYAZAKI

<sup>\*4</sup> Department of Mechanical Engineering, Kyoto University,  
Yoshida-honmachi, Sakyo-ku, Kyoto-shi, Kyoto, 606-8501 Japan

The fracture behavior of a crack in an adhesive joint is important to investigate the integrity of adhesive structures. It is well known that the fracture toughness of a crack in an adhesive joint using ductile adhesive depends on the bond thickness. However, the mechanism of the dependence has not yet been elucidated. In the present study, we measured the fracture toughness of adhesive joints consisted of aluminum and rubber modified epoxy resin under mode I loading. The distributions of strain around a crack tip were measured using a micro-video-scope and the digital image correlation method (DICM). The measured distributions of strains were compared with that estimated using the finite element method (FEM) in conjunction with Gurson's model. The fracture toughness of adhesive joints used in this study decreased with the decrease of the bond thickness. According to the measurement and analyses, it is estimated that the stress and damage around a crack tip in a thinner adhesive layer were more increased by the higher constraint effect of adherends.

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

#### 1. 緒 言

接着継手は航空機や工業用構造物に幅広く使われているが、接着剤層中に存在するき裂の破壊強度が接着構造物の信頼性に大きな影響を及ぼす。接着剤層厚さは、接着構造物の重要な設計パラメータの一つであり、接着継手の破壊靱性値に及ぼす影響について様々な研究が行われている<sup>(1)~(10)</sup>。その中で、延性樹脂接着剤を用いた場合、接着剤層中のき裂の破壊靱性値そのものが、接着剤層厚さに依存することが知られている<sup>(3)~(10)</sup>。一般に、接着剤層が十分に厚い場合は、接着継手の破壊靱性値は、接着剤そのものの破壊靱性値に等しい。しかしながら、接着剤層がある程度より薄くなると、接着剤層厚さの減少により破壊靱性値は変化する。そのタイプとして、図1の破線で示すように、接着剤層厚さの減少とともに破壊靱性値が単調に

減少するもの (Type A) と、一旦増加して最大値を示した後、急に破壊靱性値が減少するもの (Type B) の二種類がある。液状ゴムである Carboxyl terminated butadiene acrylonitrile (CTBN) ゴムを用いたゴム変成エポキシ樹脂接着剤については、Type B となることが多くの研究で示されており、著者らの過去の研究<sup>(6)~(8)</sup>においても図2のような結果を得ている。このよう

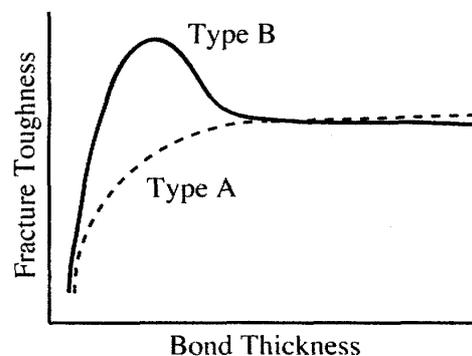


Fig. 1 Two types of relationship between bond thickness and fracture toughness.

\* 原稿受付 2009年4月6日。

<sup>\*1</sup> 京都大学大学院工学研究科(〒606-8501 京都市左京区吉田本町)。

<sup>\*2</sup> 正員, 京都大学大学院工学研究科。

<sup>\*3</sup> 正員, フェロー, 京都大学大学院工学研究科。

E-mail: toru\_ikeda@mech.kyoto-u.ac.jp

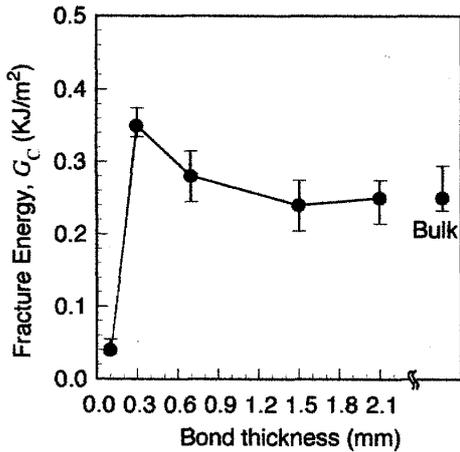


Fig. 2 Fracture toughness of adhesive joints using rubber modified epoxy resin with bond thickness<sup>(6)</sup>.

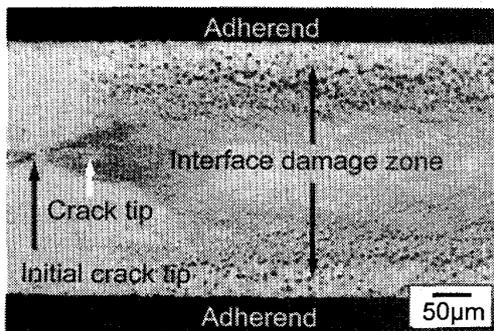


Fig. 3 Damage of rubber modified epoxy resin around pre-crack and along interfaces between adhesive layer and adherends in damaged specimen with 0.3 mm bond thickness<sup>(6)</sup>.

な、ある接着剤層厚さで破壊靱性値が最大値をとる原因について、Kinloch ら<sup>(9)</sup>は、接着継手の破壊エネルギーはダメージゾーンの寸法に依存するとして、次のようなメカニズムを考えた。つまり、接着剤層が薄くなると、き裂先端のダメージゾーンが被着材の拘束によって発達するために破壊靱性値は上昇し、さらに接着剤層が薄くなると被着材との界面にダメージゾーンが達して十分な成長が妨げられるために急速に破壊靱性値が減少すると説明した。

一方で、著者らの過去の研究<sup>(10)</sup>では、接着剤層が薄くなった場合の破壊靱性値の低下は、接着剤層の厚さが減少するとともにき裂先端近傍の応力が増加するためであり、ダメージゾーンの体積とは直接には関連づけられないことを数値解析によって示した。そして、光学顕微鏡を用いて、破壊靱性値が上昇する際には被着材と接着剤の界面において大規模な界面損傷域(図3)が発達することを発見した。そしてこの界面損傷域による応力遮蔽効果が、接着剤層が薄くなった場合に破壊靱性値を上昇させると推測した<sup>(6)</sup>。さらに、この擬似界面損傷を考慮した解析を行い、接着剤層が薄く

なった場合に破壊靱性値が増加する現象を再現した<sup>(7)</sup>。また、この界面損傷域が発生する原因は、液状ゴムであるCTBNがエポキシ中に析出する際に、被着材との界面付近では析出粒子が肥大化しているために損傷が発生しやすいためであると考えた。

これらの研究を踏まえ、本研究においては、界面でゴム粒子の肥大化が生じない、固体状ゴムであるNitrile butadiene rubber (NBR)を用いたゴム変成エポキシ樹脂接着剤層について、破壊靱性値に対する接着剤層厚さ効果を検討した。また、マイクロビデオスコープとデジタル画像相関法<sup>(11)</sup>を組み合わせたひずみ計測システムを用いて、接着剤層中のき裂先端付近のひずみ分布の直接計測を行った。さらに、有限要素法を用いてゴム粒子の損傷を考慮した弾塑性解析を行い、これを計測結果と比較して、き裂先端近傍のひずみ分布に対する接着剤層厚さの影響を検討した。

## 2. 損傷解析モデル

### 2.1 ダメージモデル

本研究で用いるゴム変成エポキシ樹脂では、図4のように、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する。ゴム粒子の添加によりエポキシ樹脂が高剛化するのには、このキャビテーションの発生によるエネルギー散逸に起因することが知られている。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し、一気に膨張すると、その部分は単なる空孔として振る舞うと考えられる。そこで、ゴム変成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<sup>(12)</sup>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り、降伏条件式は次式で示される。

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

ここで、 $f$ はボイド体積比、 $\sigma^*$ はMisesの相当応力、 $\sigma_0$ は定数、 $\sigma_{kk}$ は三軸応力である。ボイド体積比 $f$ が0

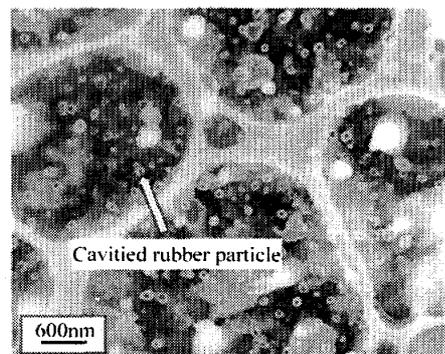


Fig. 4 Cavitations in damaged rubber modified epoxy resin whose rubber contents is 15wt%.

のときには、上式は Mises の降伏条件に一致し、 $\sigma_0$  は単軸の降伏応力となる。

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

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{growth}} + \dot{f}_{\text{nucleation}} \quad (2)$$

ポイドの成長は、ポイドを囲む母材の非圧縮性をもとに次式で計算される。

$$\dot{f}_{\text{growth}} = (1-f)\dot{\epsilon}_{kk}^p \quad (3)$$

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、解析においてはポイドの成長のみを考えた。

**2・2 材料** 本研究に用いたゴム変成エポキシ樹脂の母材は、ビスフェノール A 型液状エポキシ樹脂 (XNR 7425, 長瀬産業 (株)) である。添加物として固体状の NBR を用いたが、NBR 単体ではエポキシ樹脂中に一様に分散しないため、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。ゴム変成エポキシ樹脂は、まずエポキシ樹脂に NBR の Methyl Ethyl Ketone (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を用いて溶液中の MEK を脱泡した。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。以上により 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 重量部となるゴム変成エポキシ樹脂を作成した。

**2・3 初期ポイド体積比の決定** Gurson モデルを用いる上で、そのパラメータである初期ポイド体積比  $f_0$  をどのように決定するかが問題となる。ゴム変成エポキシ樹脂は、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、引張応力下では三軸引張応力の影響を受け、ゴム粒子内部にポイドが発生し、降伏応力が低下する。そこで、ゴム変成エポキシ樹脂の引張試験を行い、その降伏応力  $\sigma_y$  が、圧縮試験での降伏応力  $\sigma_0$  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ポイド体積比  $f_0$  の値を決定した。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。直方体試験片の圧縮試験、平滑板の引張試験および三次元 Gurson モデルでの応力-ひずみ線図を図 5 に示す(二次元の場合も同様の結果のため省略する)。求めた初期ポイド

体積比およびゴム変成エポキシ樹脂の材料定数を表 1 に示す。ここで、 $f_0=0.30, 0.35$  という値は、ゴム粒子の体積含有率より大きい。ここでは、 $f_0$  は現実のポイド体積比というよりも、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。実際の解析には、汎用有限要素法ソフトウェアの MSC Marc<sup>TM</sup> を用い、Updated Lagrange 法により弾塑性大変形解析を行った。

### 3. 破壊靱性値評価

**3・1 接着継手試験片** 本実験で用いた試験片は図 6 に示されるような、CT 型の三層接着継手である。被着材であるアルミニウムについては、ゴム変成エポキシ樹脂との接着力を高めるためにあらかじめ表面処理<sup>(13)~(14)</sup>を行った。その方法として、まず表面を耐水研磨紙 (#400) により研磨し、アセトンを用いて脱脂した後、30 分間熱湯 (70~90°C) 中に浸け洗浄を行った。次に硫酸鉄 ( $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ ) 62.5g、硫酸 ( $\text{H}_2\text{SO}_4$ ) 100ml を精製水 500ml 中に溶解させて、60°C に加熱した溶液中に浸け (P2 エッチング)、10 分間保持した後、取り出して洗浄・乾燥させた。さらに 3-グリシジルオキシプロピルトリメトキシシラン ( $\text{C}_9\text{H}_{20}\text{O}_5\text{Si}$ ) 5g を精製水 250ml 中に加水分解が完了するまで 60 分間攪拌させ溶解させた溶液 (シランカップリング溶液) 中に浸け 10 分間保持した。最後に 100°C で 30 分間乾燥させた。

以上のように表面処理を行った 2 片のアルミニウムについて、厚さ 0.3mm のカミソリ刃とスペーサーを用いて隙間を 0.4~4.2mm の厚さに調整し、金型に固定した。そ

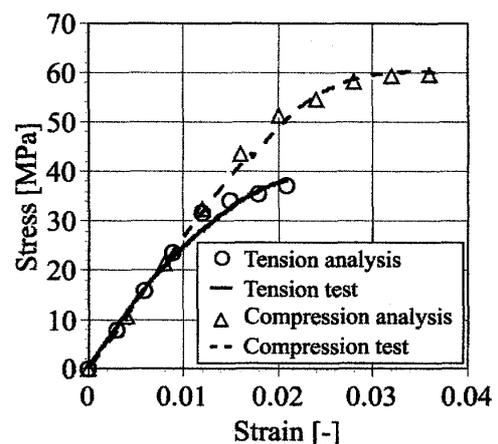


Fig. 5 Stress-strain curve for tensile and compression tests and three-dimensional analyses with Gurson's model.

Table 1 Material properties of rubber modified epoxy resin.

| $E$   | $\nu$ | $\sigma_y$ | $\sigma_0$ | $f_0$     |
|-------|-------|------------|------------|-----------|
| [GPa] |       | [MPa]      | [MPa]      | (3D) (2D) |
| 2.68  | 0.37  | 39.4       | 59.0       | 0.30 0.35 |

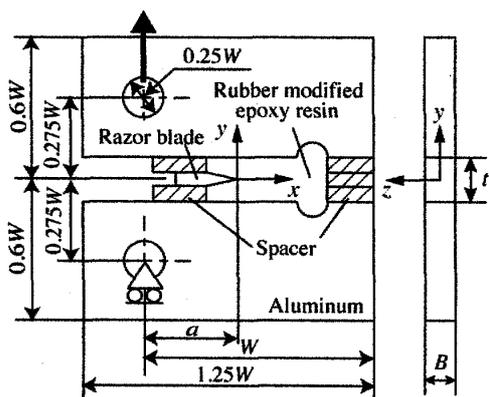


Fig. 6 Compact tension (CT) adhesive joint specimen ( $W=48\text{mm}$ ,  $B=8\text{mm}$ ,  $a/W=0.5$ ).

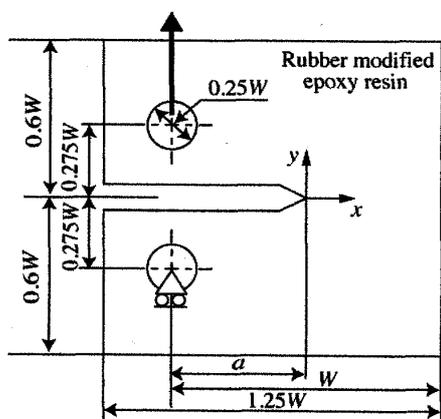


Fig. 7 CT specimen of bulk epoxy resin ( $W=48\text{mm}$ , Thickness = 8mm,  $a/W=0.5$ ).

の後、隙間に樹脂を流し込み 120°C で 16 時間硬化させ接着継手試験片を作成した。また、比較のため、図 7 に示すようなゴム変成エポキシ樹脂単体の CT 試験片 (Bulk 材) も作成した。

**3・2 破壊試験** 接着継手中のき裂については、硬化前に挿入しておいたカミソリ刃を硬化後にゆっくりと抜き取ることで導入した。一方 Bulk 材については、試験片の中央部分に厚さ 1mm のメタルソーでノッチを機械加工し、その先端にカッターナイフの刃を一回だけ滑らすことで導入した。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が得られないため上記のような手法で初期き裂を導入した。各試験片について万能引張り試験機 (INSTRON 社製) を用い、モード I 荷重による破壊試験を行った。試験は、室温(20°C)下で、変位速度を 0.5mm/min として実施した。

**3・3 破壊靱性値の算出** 破壊試験により得られた、各試験片での荷重変位曲線の例を図 8 に示す。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 100~200 $\mu\text{m}$  程度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urve 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、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 ( $P_{max}$ ) 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。実際には、有限要素解析により仮想き裂進展法を基にした二次元平面ひずみ解析により、 $J_{Pmax}$  を算出した。表 2 に用いたアルミニウムの材料定数を示す。図 9 に各試験片での  $J_{Pmax}$  を示す。図より、接着剤層が十分に厚い場合は、接着継手の破壊靱性値は Bulk 材の破壊靱性値に一致する。一方、接着剤層が薄くなるにつれ、破壊靱性値が Bulk 材の値から、次第に低下することがわかった。これは図 1 の Type A の傾向を示しており、Type B の傾向を示した CTBN の場合<sup>(6)~(8)</sup>と明らかに異なっている。この結果は、液状ゴムである CTBN を用いたゴム変成エポキシ樹脂接着継手では、接着剤と被着材の界面で肥大化したゴム粒子によって大規模な界面損傷域が発生したのに対して、ゴム粒子の肥大化が起こらない、固体状ゴムである NBR を用いたゴム変成エポキシ樹脂による接着継手では、界面損傷域の発達が悪いために応力遮蔽効果が十分ではなく、接着剤層厚さによって破壊靱性値の極大化が発生しないことを示唆している。

**3・4 破壊靱性値の推定** Gurson モデルを用いた二次元平面ひずみ弾塑性大変形解析により Bulk 材およ

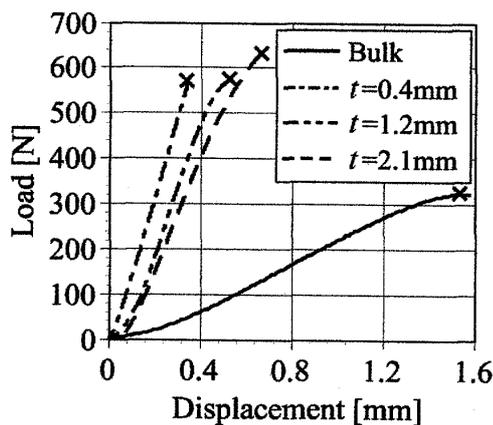


Fig. 8 Load-displacement curve for each specimen.

Table 2 Material properties of aluminum.

| $E$<br>[GPa] | $\nu$ | $\sigma_0$<br>[MPa] |
|--------------|-------|---------------------|
| 73.2         | 0.33  | 75.0                |

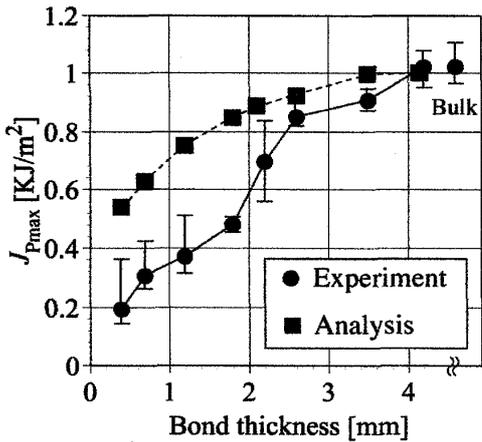


Fig.9 Fracture toughness of rubber-modified epoxy resin with bond thickness.

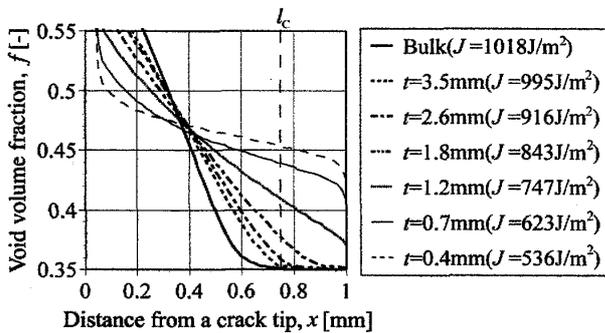


Fig.10 Variation of  $f$  for each specimen at fracture.

び接着継手中のき裂近傍の損傷解析を行い、破壊靱性値を推定した。図10に、次式で示される累積損傷 $S$ が、Bulk材破壊時の値 ( $=9.98 \times 10^2 \text{mm}$ , 破壊の基準値)と等しくなったときの $x$ 軸上のポイド体積比 $f$ を示す。このときの $J$ 積分値を破壊靱性値とした。

$$S = \int_0^{l_c} (f - f_0) dx \quad (4)$$

ここで、 $l_c$ はBulk材破壊時の解析により得られた損傷域長さ ( $=0.75 \text{mm}$ )である。式(4)により推定した破壊靱性値を図9において■で示す。図より接着剤層が薄くなるにつれより低い $J$ 積分値でき裂先端の損傷が広がり、破壊靱性値が低下することが推定された。これは破壊試験結果と定性的に一致する。

#### 4. 接着剤層中のき裂先端ひずみ分布計測

4・1 計測条件 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。本研究で用いた固体状ゴム粒子は直径が可視光の波長よりも短いため、光学顕微鏡を用いて損傷域の観察を行うことはできない。そこで以前の研究<sup>(15)</sup>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て、き裂先端近傍のひずみ場の測定を行った。CT型接着継手試験片およびBulk材CT試験片について、そのき裂周り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)により撮影した。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。図11に撮影画像の例を示す。ここで、DICMのサブセット探索を行い易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た。また、撮影画像全域でなく図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。図12にシステムの概要を示す。ここで、ゴム変成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画像間の変形が線形近似できるように、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。

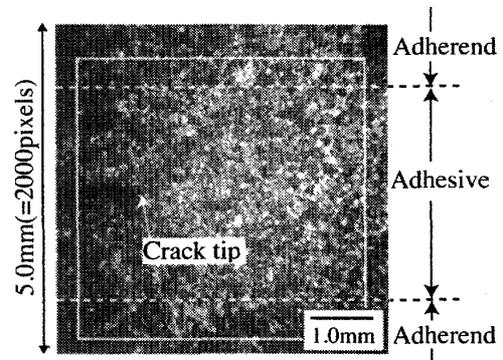


Fig. 11 Captured image example.

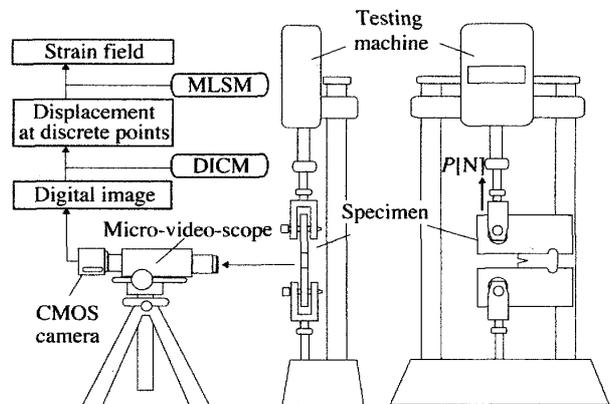


Fig. 12 Measurement system.

**4・2 計測結果** 図13に計測時の荷重変位曲線を示す。図14~17にBulk材CT試験片および各接着剤層厚さのCT型接着継手試験片における、DICMを用いたひずみ計測結果( $\epsilon_{yy}$ )を示す。各分布図の下に3・3節で述べた方法で算出した $J$ 積分値を示している。また、図13中の(i)~(iii)での分布が図14~17中の(i)~(iii)に対応している。図より、Bulk材では荷重の増加に伴い、 $x$ 軸に沿って大きな値が分布するようになる。これは本材料特有の傾向であり、接着継手の結果にも見られる。一方で、接着継手では被着材と接着剤の界面付近に大きなひずみ場が生じる。さらに図15~17より、接着剤層が薄くなるにつれ、より低い $J$ 積分値でき裂先端近傍のひずみが上昇することが分かる。これは3・4節で示した、接着剤が薄くなるにつれ、より低い $J$ 積分値でき裂先端近傍のポイド体積比が上昇して損傷が広がる結果と一致している。つまり、接着剤層を薄くするほど、被着材の拘束効果が強くなり、

プロセスゾーン付近の応力が上昇し、損傷が発達し易くなる。そのため、図9で示したように接着剤層が薄くなるにつれ、破壊靱性値は低下したものと考えられる。

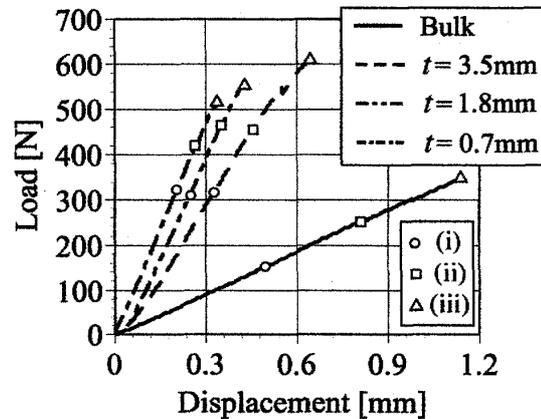


Fig. 13 Load-displacement curve for each specimen.

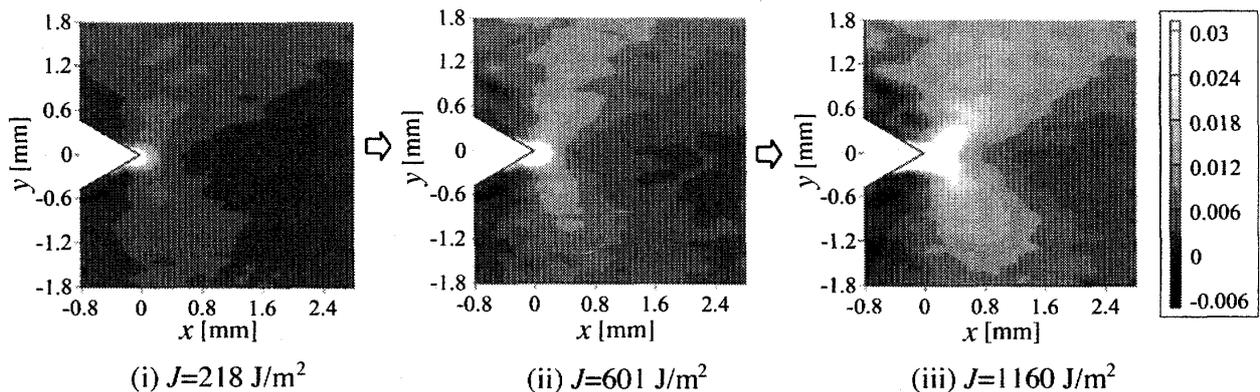


Fig. 14 Distributions of  $\epsilon_{yy}$  around a crack tip for a Bulk specimen (1pixel= $2.8 \times 10^{-3}$  mm).

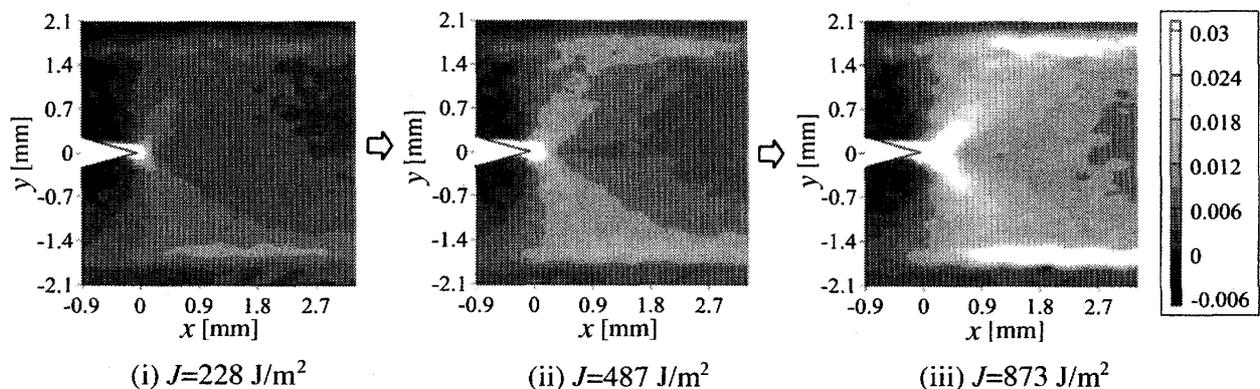


Fig. 15 Distributions of  $\epsilon_{yy}$  around a crack tip for an adhesive joint with 3.5mm bond thickness (1pixel= $2.5 \times 10^{-3}$  mm).

1522

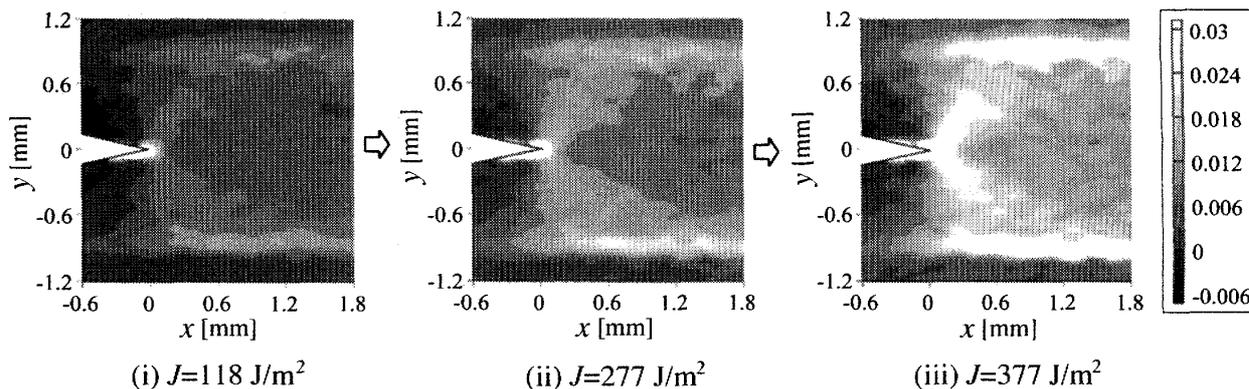


Fig. 16 Distributions of  $\epsilon_{yy}$  around a crack tip for an adhesive joint with 1.8mm bond thickness (1pixel= $1.5 \times 10^{-3}$ mm).

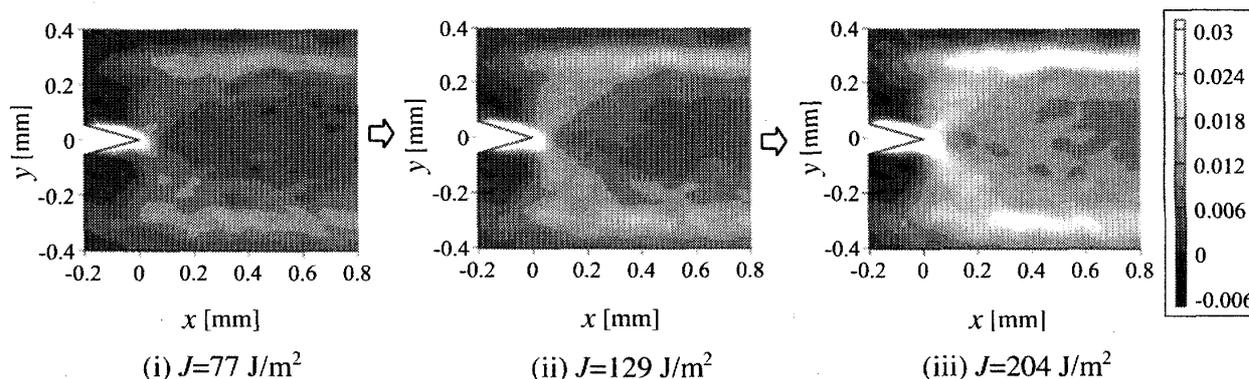


Fig. 17 Distributions of  $\epsilon_{yy}$  around a crack tip for an adhesive joint with 0.7mm bond thickness (1pixel= $6.3 \times 10^{-4}$ mm).

5. 接着剤層中のき裂先端ひずみ分布解析

5・1 ひずみ分布解析 2章に示した Gurson モデルを用いて CT 型接着継手試験片の三次元有限要素法解析を行った。解析には汎用有限要素法ソフトウェアの MSC Marc™ を用いた。対称性を考慮した 1/4 部分について、図 18 に示す 8 節点一次要素からなる解析モデルを使用した。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、本解析ではき裂を鋭いノッチとして解析した。

実験では、120℃でゴム変成エポキシ樹脂を硬化させアルミニウムを接合し、室温 (20℃) 下まで降温させた後、破壊試験を行っている。そのため接着時の 120℃下では無応力状態であっても、材料間の線膨張係数の差によって、破壊試験時には接着面付近に残留応力が生じていると考えられる。そこで、機械荷重のみを境界条件として与える以外に、上記の熱履歴を取り入れ、界面に生じる熱残留応力を考慮した解析も行った。線膨張係数については、TMA (Thermo Mechanical Analyzer) 試験により測定を行い、図 19 のような温度依存型のものを用いた。

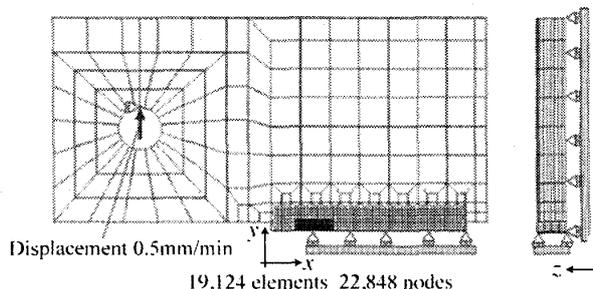


Fig. 18 FEM model of an adhesive joint with 3.5mm bond thickness.

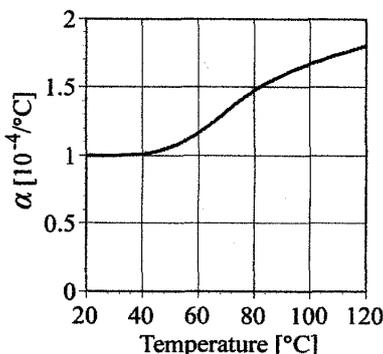
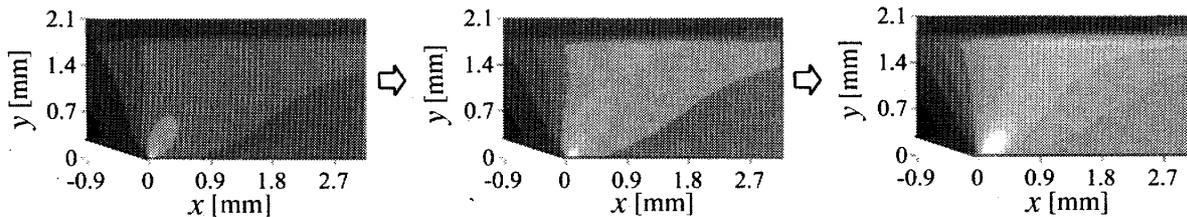


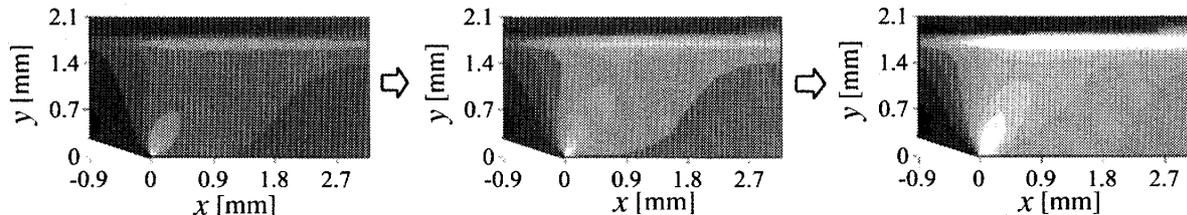
Fig. 19 Coefficient of thermal expansion of rubber modified epoxy resin with temperature.

アルミニウムについては  $\alpha_{\text{aluminum}} = 2.42 \times 10^{-5}/^\circ\text{C}$  とした。

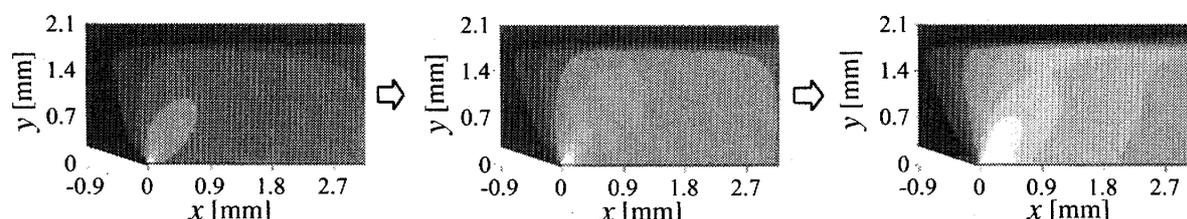
(a) Mechanical load, surface:  $z=4\text{mm}$



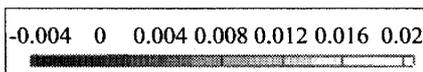
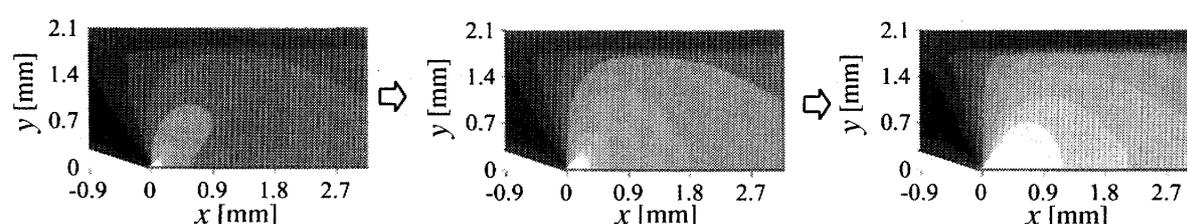
(b) Thermal + mechanical load, surface:  $z=4\text{mm}$



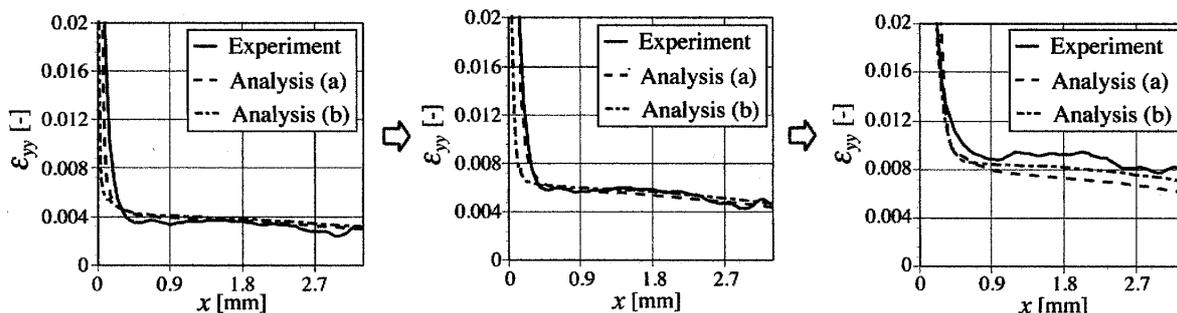
(c) Thermal + mechanical load, section:  $z=3\text{mm}$



(d) Thermal + mechanical load, center:  $z=0\text{mm}$



(e) Distributions along x-axis



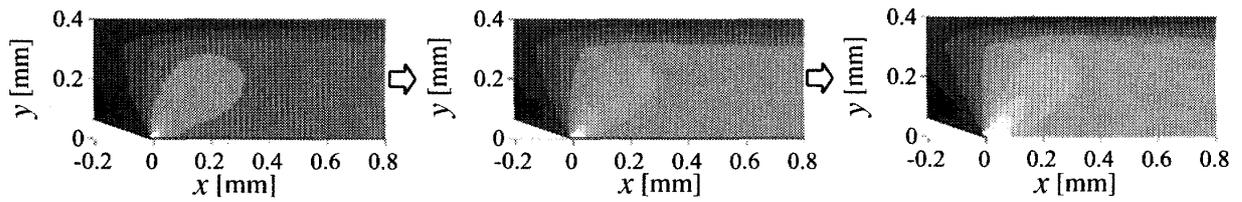
(i)  $J = 228 \text{ J/m}^2$

(ii)  $J = 487 \text{ J/m}^2$

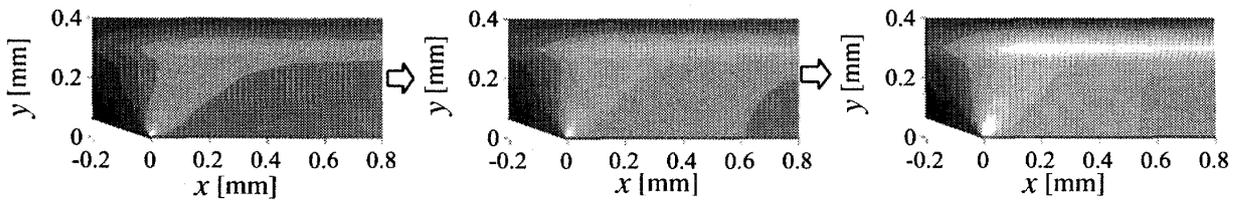
(iii)  $J = 876 \text{ J/m}^2$

Fig. 20 Distributions of  $\epsilon_{yy}$  around a crack tip for an adhesive joint with 3.5mm bond thickness.

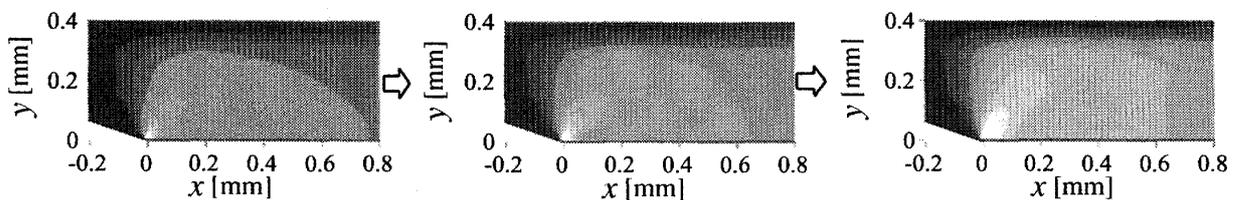
(a) Mechanical load, surface:  $z=4\text{mm}$



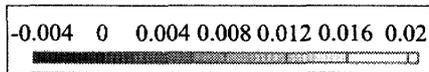
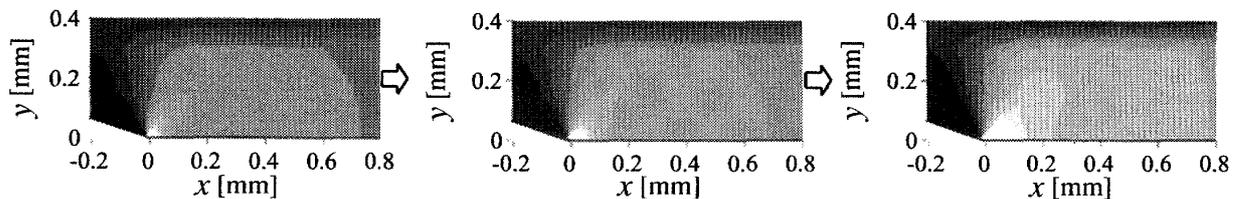
(b) Thermal + mechanical load, surface:  $z=4\text{mm}$



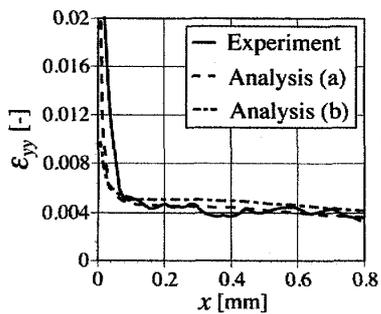
(c) Thermal + mechanical load, section:  $z=3.75\text{mm}$



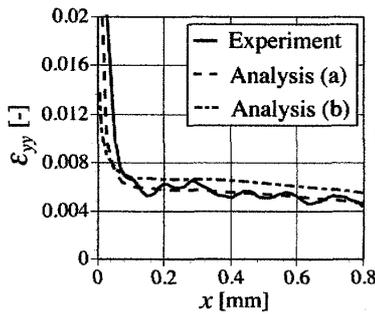
(d) Thermal + mechanical load, center:  $z=0\text{mm}$



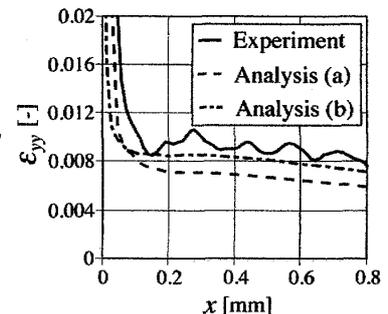
(e) Distributions along  $x$ -axis



(i)  $J = 77 \text{ J/m}^2$



(ii)  $J = 129 \text{ J/m}^2$



(iii)  $J = 204 \text{ J/m}^2$

Fig. 21 Distributions of  $\epsilon_{yy}$  around a crack tip for an adhesive joint with 0.7mm bond thickness.

**5.2 解析結果および計測結果との比較** 図 20, 21 に接着剤層厚さが 3.5, 0.7mm の場合の, 解析結果と計測結果を比較したものを示す。(a) に機械荷重のみを考慮した試験片表面でのひずみ分布, (b) ~ (d) が熱残留応力を考慮した解析結果であり, それぞれ試験片 (厚さ 8mm) の表面 ( $z=4\text{mm}$ ), 内部, 中央部 ( $z=0\text{mm}$ ) での  $y$  方向の垂直ひずみ分布  $\varepsilon_y$  を示している。ここで, 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, 三次元解析の表面での分布に対応する。そこで, 試験片表面での結果について, 特に  $y=0$  ( $x$  軸上) での値を取り出し計測結果と定量的に比較した結果を (e) に示す。ただし, 計測結果との比較のため, ゴム変成エポキシ樹脂の硬化完了を基準として計算したひずみから, 降温過程終了後のひずみを差し引き, 荷重負荷によって生じたひずみ量を示してある。図中の (e) より, 計測結果と解析結果は良く一致しており, 本研究で用いたひずみ計測手法による計測結果には信頼性があると言える。また分布図から, 計測された界面付近に生じるひずみ場は, 熱残留応力に起因すると考えられる。一方で, 界面付近に強いひずみ場が現れるのは試験片表面だけであり, 内部では生じていないこともわかる。つまり, 試験片表面では三次元拘束や接着剤と被着材間の残留応力により界面付近でひずみが顕著に生じるが, 試験片の内部ではそれらの要因だけでは界面損傷域は発達しない。そのため, 以前の研究<sup>6)~8)</sup>で考えられた界面損傷域の発生による応力遮蔽効果は生じない, あるいは生じたとしてもその効果は小さく, 接着剤層が薄くなった場合においてもき裂先端付近の応力の低下は起こらない。以上より, 固体状 NBR を用いたゴム変成エポキシ樹脂による接着継手において, 接着剤層が薄くなるにつれ破壊靱性値は単調に減少するメカニズムが明らかとなった。

## 6. 結 言

アルミニウムとゴム変成エポキシ樹脂の三層接着継手および Bulk 材の試験片について, 破壊試験を行い, マイクロスコープ画像に DICM を用いて, そのき裂先端近傍のひずみ場を測定した。また, Gurson モデルを用いたき裂先端の損傷域の解析を行い, ゴム変成エポキシ樹脂中の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. 固体状 NBR を用いたゴム変成エポキシ樹脂による接着継手の破壊靱性値は接着剤層が薄くなるにつれ

て単調に減少した。このことにより, 液状ゴムを用いたゴム変成エポキシ樹脂による接着継手の破壊靱性値が, 接着剤層厚さの減少によって一旦上昇するのは, 肥大化した界面付近のゴム粒子がキャビテーションを起こし, 界面損傷域を形成したためであるとする前報の理論を裏付けることができた。

2. デジタル画像相関法を用いた接着継手中のき裂先端近傍のひずみ分布と Gurson モデルを用いた三次元有限要素法解析によって求めたひずみ分布は定量的に一致した。このことから, Gurson モデルを用いた三次元有限要素法解析の結果が正しいことが裏付けられた。

3. 三次元有限要素法解析結果より, 固体状ゴムを混合したゴム変成エポキシ樹脂を用いた接着継手の破壊靱性値が接着剤層が薄くなるにつれて減少するのは, 被着材の拘束によって, き裂先端近傍の応力が上昇し低い  $J$  積分値で損傷が発達するためであると予測された。き裂先端付近の累積損傷が一定に達した時に破壊するモデルで, その傾向を定量的に再現できた。

## 文 献

- (1) Gardon, J.L., *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 7, (1963), pp. 625-641.
- (2) Mostovoy, S. and Ripling, E.J., *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 15, (1971), pp. 661-673.
- (3) Bascom, W.D., Cottingham, R.L., Jones, R.L. and Peyser, P., *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 19, (1975), pp. 2545-2562.
- (4) Bascom, W.D., Cottingham, R.L., *Journal of Adhesion*, Vol. 7, (1976), pp. 333-346.
- (5) Yan, C., Mai, Y.W. and Ye, L., *Journal of Adhesion*, Vol. 75, (2001), pp. 27-44.
- (6) Lee, D., Ikeda, T., Miyazaki, N. and Choi, N.S., *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol. 68, No. 667, A(2002), pp. 464-441.
- (7) Ikeda, T., Mano, J., Ikemoto, D., Lee, D. and Miyazaki, N., *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 69, No. 678, (2003), pp. 434-441.
- (8) Ikeda, T., Lee, D. and Miyazaki, N., *Journal of the Adhesion Society of Japan*, Vol. 42, No. 3, (2006), pp. 97-105.
- (9) Kinloch, A.J. and Shaw, S.J., *Journal of Adhesion*, Vol. 13, (1981), pp. 59-77.
- (10) Ikeda, T., Yamashita, A. and Miyazaki, N., *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 62, No. 602, (1996), pp. 2200-2206.
- (11) Bruck, H.A., McNeill, S.R., Sutton, M.A. and Peters III, W.H., *Experimental Mechanics*, Vol. 29, (1989), pp. 261-267.
- (12) Gurson, A.L., *Trans. ASME, J. Enging Mate. and Tech.*, Vol. 99, (1977), pp. 2-15.
- (13) Lawcock, G., Ye, L., Mai, Y.W. and Sun, C.T., *Composites Science and Technology*, Vol. 57, (1997), pp. 35-45.
- (14) Withy, B., Hyland, M. and James, B., *Internatinal Journal of Modern Physics*, Vol. 20, (2006), pp. 3611-3616.
- (15) Shishido, N., Ikeda, T., Miyazaki, N., Nakamura, K., Miyazaki, M. and Sawatari, T., *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol. 57, No. 1, 2008, pp. 83-89.