

ガラス粒子分散ナイロン 66 複合材料のき裂先端場に及ぼす はく離損傷の影響*

東郷 敬一郎^{*1}, 福原 大輔^{*2}, 波多野 明宏^{*2}

Influence of Debonding Damage on a Crack-Tip Field in Glass-Particle-Reinforced Nylon 66 Composite

Keiichiro TOHGO^{*3}, Daisuke FUKUHARA and Akihiro HADANO^{*3} Shizuoka University, Dept. of Mechanical Engineering,
3-5-1, Johoku, Hamamatsu, Shizuoka, 432-8561 Japan

This paper deals with the influence of debonding damage between particles and matrix on a crack-tip field in a glass-particle-reinforced nylon 66 composite. In order to explain the influence of debonding damage on the fracture toughness, numerical analysis of a crack-tip field was carried out on the interface-treated and untreated composites by using a finite element method developed based on an incremental damage theory of particle-reinforced composites. At the crack-tip region, the damage zone due to the particle-matrix interfacial debonding develops in addition to the plastic zone due to matrix plasticity. The damage evolution around a crack-tip depends on the interfacial strength between particles and matrix and the particle volume fraction. It is found that the debonding damage reduces the stress level around a crack-tip and acts as the toughening mechanism. The mechanical performance of particle-reinforced composites is obtained as the results of the competitive effects of the intact hard particles and debonding damage.

Key Words: Particle-Reinforced Composites, Debonding Damage, Crack-Tip Field, Fracture Mechanics, Toughening Mechanism, Finite Element Method, Incremental Damage Theory

1. 緒 言

硬い粒子を延性マトリックス中に分散させた粒子分散複合材料では、変形の初期から粒子の割れあるいは粒子-マトリックス界面のはく離損傷が発生し、複合材料の変形・強度特性に大きな影響を及ぼすことが知られている。従って、複合材料の機械的特性を論ずるに際して、分散粒子による強化機構だけではなく、損傷の影響も明らかにすることが必要である。

単軸引張りの応力-ひずみ関係および破壊韌性値に及ぼす割れ損傷およびはく離損傷の影響は種々の複合材料に関して実験的研究が行われている⁽¹⁾⁻⁽⁶⁾。一方、損傷の進行を伴う複合材料の応力-ひずみ関係の実験結果を説明するために、解析的研究が種々の方法で行われている。マトリックス中に一個の粒子を含むユニット・セルの有限要素法解析は、割れ損傷、はく離損傷に対して広く行われている⁽⁷⁾⁻⁽¹⁰⁾。しかし、ユニット・セル解析では、全ての粒子は同じ損傷過程にあるということを仮定しているので、損傷の生じていない粒子と損傷した粒子を含む現実的な複合材料の応力-ひずみ

み関係を直接的に得ることはできない。そのためには、損傷のある場合とない場合の2種類のユニット・セル解析の結果に混合則を用いる等の工夫が必要である^{(8), (10)}。他の方法として、東郷らは、Eshelbyの等価介在物法⁽¹¹⁾とMori-Tanakaの平均場理論⁽¹²⁾に基づいて、はく離損傷あるいは割れ損傷の進行とマトリックスの塑性変形を考慮した増分型損傷理論を提案している⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾。さらに、この理論を有限要素法に組込むことにより、き裂先端場の解析も行っている⁽¹⁶⁾。

著者らは、はく離損傷が生じる材料として、粒子-マトリックスの界面強度と粒子体積率を変えたガラス粒子分散ナイロン66複合材料を用いて、応力-ひずみ関係、引張強さ、破壊韌性値、疲労強度(S-N曲線)、疲労き裂進展特性に及ぼす粒子体積率、はく離損傷の影響について研究を行った^{(17),(18)}。その結果、はく離損傷は引張強さ、疲労強度を低下させる一方、破壊韌性、き裂進展抵抗を向上させる可能性があり、その影響は複雑であることを報告した。

本研究では、はく離損傷を考慮した粒子分散複合材料の構成式^{(13),(14)}に基づく有限要素法を用いて、ガラス粒子分散ナイロン66複合材料におけるき裂先端場の解析を行い、き裂先端でのはく離損傷の挙動を明らかに

* 原稿受付 1999年2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。

E-mail: k-tohgo@eng.shizuoka.ac.jp

するとともに、き裂先端場に及ぼす分散粒子およびはく離損傷の影響について検討した。

2. 機械的特性に及ぼす粒子体積率およびはく離損傷の影響

まず、ガラス粒子分散ナイロン66複合材料の引張特性および破壊靭性に及ぼす粒子体積率、はく離損傷の影響を、既報の実験結果に基づいて述べる^{(17),(18)}。材料はマトリックスのナイロン66およびガラス粒子分散ナイロン66複合材料でガラス粒子体積率を10%、20%、30%に変え、粒子-マトリックスの界面処理をしたものと施していないものの計7種類である。ナイロン66は旭化成社製、ガラス粒子は東芝バロティーニ社製の平均粒子寸法17μmの球状粒子である。また、ガラス粒子-マトリックス界面の接合はチッソ社製のシランカップリング剤により行い、これにより界面強度を高めている。7種類の材料を粒子体積率を用いて、界面処理を施していないものをGN-0、GN-10、GN-20、GN-30、施したものとGNIT-10、GNIT-20、GNIT-30と呼ぶ

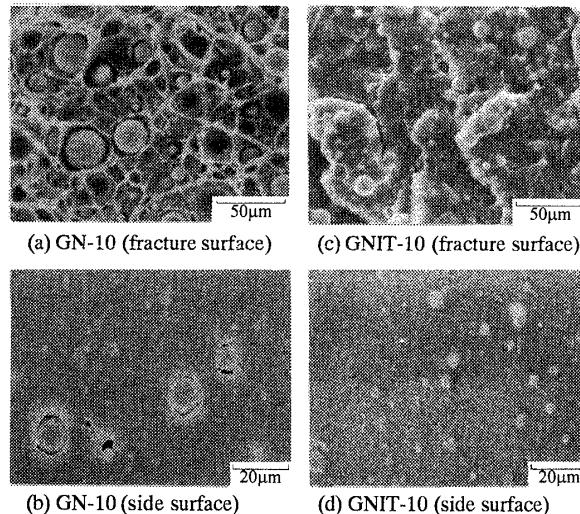


Fig. 1 Fracture surface and side surface of the tensile specimens

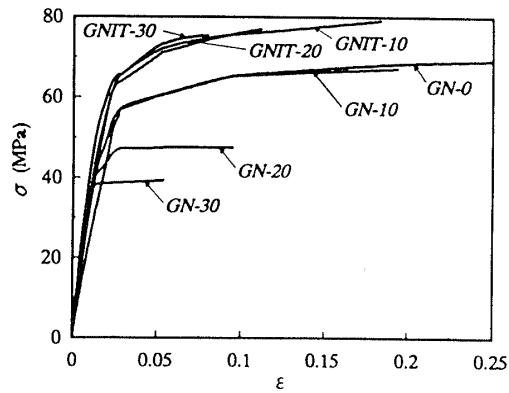


Fig. 2 Stress-strain relations of the composites.

ことにする。図1は、引張試験により破断した試験片の破面と側面の走査型電子顕微鏡観察の結果である。界面処理なしの複合材料では粒子-マトリックス界面のはく離損傷が生じ、破面には滑らかなガラス表面と延性ディンプルが観察される。一方、界面処理した複合材料でははく離損傷が生じにくいため、破面上にガラス粒子の滑らかな表面は観察されず、マトリックス部で破壊した様相を呈している。しかし、破壊靭性試験により破断した試験片では、界面処理ありの材料においても滑らかなガラス表面が観察される場合があり、き裂先端のような高三軸応力下でははく離損傷が生じやすくなることがわかる。すなわち、両材料とともに、基本的な損傷形態ははく離損傷であり、界面処理なしの材料では界面強度が低くはく離損傷が生じやすいのに対し、界面処理ありの材料は界面強度が高くはく離損傷が生じにくくなっている。従って、両材料の特性を比較することによりはく離損傷の影響を見ることができる。

図2、図3は単軸引張試験により得られた応力-ひずみ関係、およびヤング率、引張強さに及ぼす粒子体積率と界面処理すなわち損傷の影響を示したものである。図2より、応力-ひずみ関係は、粒子体積率および損傷の影響を顕著に受けることがわかる。ヤング率は、損傷の生じていない初期の弾性変形より決定しているため、両材料とも粒子体積率とともに増加している。引張強さには損傷の影響が顕著に現れ、はく離損傷が生じにくい場合は粒子の強化機構により高強度となっているが、はく離損傷が生じやすい場合の引張強さは粒子体積率の増加とともに低下している。

図4は破壊靭性試験により得られたJ-R曲線で、図5は破壊靭性値、引裂き係数に及ぼす粒子体積率とはく離損傷の影響を示したものである。破壊靭性値は、損傷の生じやすい界面処理なしの複合材料では、粒子体積率の増加とともに上昇する傾向にあり、一方、損傷の生じにくい界面処理ありの複合材料では、10%ま

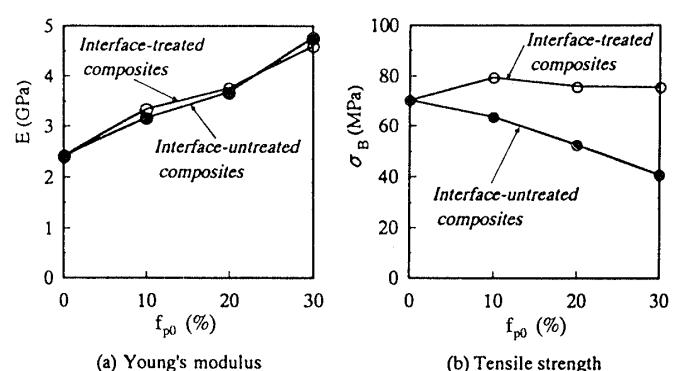


Fig. 3 Tensile properties as a function of particle volume fraction.

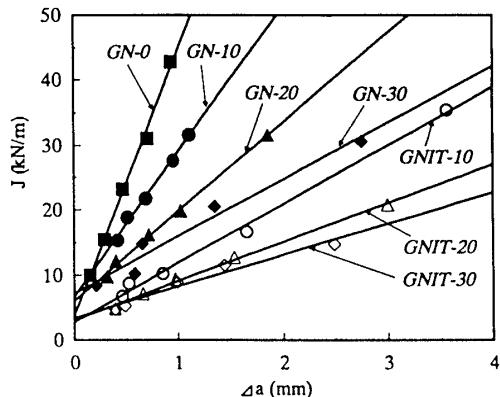


Fig. 4 J-resistance curves of the composites.

で低下した後、わずかに上昇している。引裂き係数は、両材料とともに、粒子体積率の増加とともに減少しているが、損傷の生じやすい場合が生じにくい場合よりも高くなっている。すなわち、はく離損傷が引張強さを低下させるのに対し、破壊靭性値には高靱化機構として働いていることがわかる。はく離損傷を伴う粒子分散複合材料におけるき裂先端近傍では、マトリックスの塑性変形域の他に、はく離損傷域が形成される。この損傷域がき裂先端の応力・ひずみ場ひいては破壊靭性値、き裂進展抵抗に如何に影響を及ぼすかが重要である。

本研究は、以上の観点から、はく離損傷を考慮した粒子分散複合材料の構成式に基づいて応力-ひずみ関係およびき裂先端場の解析を行い、粒子分散複合材料の引張特性および破壊靭性に及ぼすはく離損傷の影響について考察を行ったものである。

3. 解析方法

3.1 粒子分散複合材料のはく離損傷を考慮した構成式 解析に用いた構成式は、東郷-Chou⁽¹³⁾、Tohgo-Weng⁽¹⁴⁾により開発された粒子分散複合材料のはく離損傷とマトリックスの塑性変形を記述できる増分形構成式で、Eshelbyの等価介在物法⁽¹¹⁾とMori-Tanakaの平均場理論⁽¹²⁾により導出したものである。本構成式では、粒子のはく離損傷は、粒子の微視的応力と粒子-マトリックスの界面強度の統計的特性により支配されているものと仮定し、はく離した粒子の応力は解放され、その粒子は載荷能力を失うためボイドと見なされる。したがって、はく離した粒子の体積率はボイド体積率に変わり、複合材料の損傷の進行は粒子体積率の減少およびボイド体積率の増加により記述される。この増分形損傷理論に基づいて、二次の8節点アイソパラメトリック四角形要素を用いた有限要素法を開発し、き裂先端場の解析を行った。本有限要素法によると複合材料の

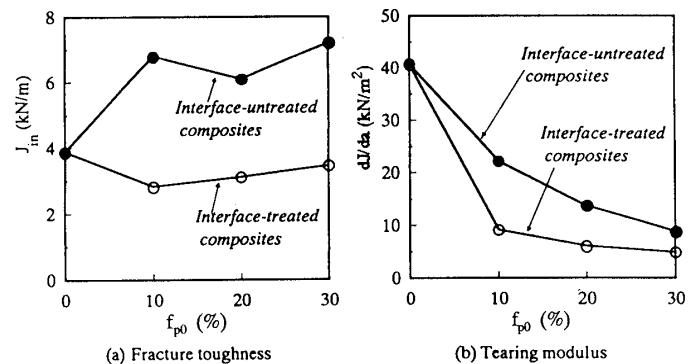


Fig. 5 Fracture toughness and tearing modulus as a function of particle volume fraction.

巨視的な応力・ひずみ分布の他に、マトリックス、粒子に生じる微視的平均応力・ひずみの分布も得られる。

3.2 材料定数の決定および応力-ひずみ関係

解析した材料はマトリックスのナイロン66 (GN-0), 界面処理ありの粒子体積率10%, 30%の複合材料 (GNIT-10, GNIT-30), 界面処理なしの粒子体積率10%, 30%の複合材料 (GN-10, GN-30) およびはく離損傷を生じないとした完全な複合材料 (PGN-10, PGN-30) の計7種類である。

解析に用いたマトリックスのヤング率、ポアソン比、降伏応力、相当応力-相当塑性ひずみ関係は、ナイロン66の引張試験により得られた応力-ひずみ関係より、以下のように決定した。

$$E_0 = 2.41 \text{ (GPa)}, \quad \nu_0 = 0.36 \quad \dots \quad (1)$$

$$\sigma_0 = 50.0 \text{ (MPa)} \quad \dots \quad (2)$$

$$\sigma_e^0 = 50.0 \left(1 + \frac{\varepsilon_e^{0P}}{0.002} \right)^{0.07} \quad \dots \quad (3)$$

また、ガラス粒子の正確な弾性係数は不明なので、上記のマトリックスのヤング率、ポアソン比を用いた複合材料の解析を行い、ヤング率、ポアソン比と粒子体積率の関係において解析結果と実験結果が一致するように、以下のヤング率とポアソン比を決定した。

$$E_I = 100 \text{ (GPa)}, \quad \nu_I = 0.20 \quad \dots \quad (4)$$

複合材料中の界面はく離損傷の進行を記述するためには、損傷した粒子の累積体積密度に関して以下のWeibull分布を用いた。

$$P_v(\sigma_m^p) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_m^p}{S_0} \right)^m \right] \quad \dots \quad (5)$$

ここで、 σ_m^p は粒子の静水圧応力であり、 S_0 および m は尺度係数と形状係数である。また、平均はく離強度は Γ 関数を用いて次式で与えられる。

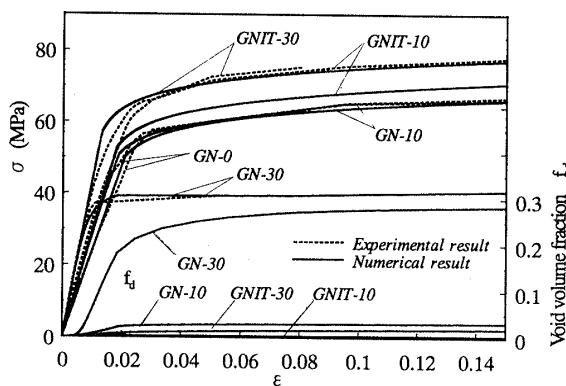


Fig. 6 Stress-strain relations and damage evolution of the composites.

$$\bar{\sigma}_m^p = S_0 \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \quad \dots \dots \dots \quad (6)$$

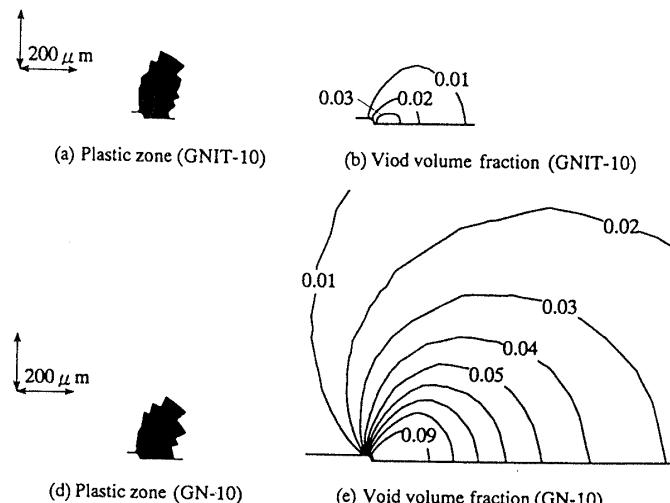
初期粒子体積率を f_{p0} とすると、損傷した粒子の累積体積率は $f_{p0} P_v$ となる。複合材料のはく離損傷を記述するためには m , S_0 および $\bar{\sigma}_m^p$ の内 2つを決定しなければならない。ここでは、 m および $\bar{\sigma}_m^p$ を以下のように決定した。

図 6 は 5 種類の材料の応力-ひずみ関係の引張試験による実験結果とはく離損傷を考慮した構成式による解析結果を示したものである。GN-10 と GN-30 については、応力-ひずみ関係の解析結果が実験結果と一致するように以下のパラメータを決定した。

$$m = 2.0, \bar{\sigma}_m^p = 42.0 \text{ (MPa)} \quad \text{for GN-10} \quad \dots \dots \dots \quad (7)$$

$$m = 5.0, \bar{\sigma}_m^p = 18.5 \text{ (MPa)} \quad \text{for GN-30} \quad \dots \dots \dots \quad (8)$$

一方、GNIT-10 と GNIT-30 では、はく離損傷が無いとした場合の解析結果が実験結果よりも低い応力-ひずみ関係となつたので、はく離損傷パラメータを実験結果

Fig. 8 Plastic zone, damage zone and equivalent stress around a crack-tip under $J=1.48 \text{ kN/m}$ in GNIT-10 and GN-10.

得られた材料定数およびはく離損傷パラメータを用いて、はく離損傷を考慮した粒子分散複合材料の有限要素法により CT 試験片中のき裂の解析を平面ひずみ状態下で行った。解析に用いた CT 試験片の要素分割図を図 7 に示す。要素分割は試験片の 1/2 領域について行い、き裂先端は切欠き底半径 0.02mm の切欠きとした。また、各変形段階での破壊力学パラメータ J 積分をき裂先端を囲む経路に関して Rice の経路積分により求めた。

4. 解析結果および考察

4.1 き裂先端近傍の塑性域、損傷域および応力分布 図 8 は、GNIT-10 および GN-10 における $J=1.48 \text{ kN/m}$ でのき裂先端近傍の塑性域、損傷の進行および相当応力の分布を示したものである。塑性域はマトリックスの微視的平均応力がミーゼスの降伏条件を満足した領域を示しており、損傷の進行はボイド体積率で示されている。GNIT-10においては、き裂先端ではく離損傷は、マトリックスの塑性変形とともに進行しており、損傷域と塑性域はほぼ同程度の大きさである。一方、GN-10 では、塑性域が大きく発達する前に、はく離損傷が進行しており、損傷域は塑性域よりもかなり大きくなっている。両種の複合材料を比較すると、塑性域はほぼ同程度の大きさであるが、損傷域は GN-10 の方が GNIT-10 よりもかなり大きい。また、GN-10 における相当応力は、損傷の進行により、GNIT-10 よりも低くなっていることがわかる。図 9 は、同様に、GNIT-30 ($J=1.54 \text{ kN/m}$) および GN-30 ($J=1.70 \text{ kN/m}$) におけるき裂先端近傍での塑性域、損傷域および相当応力の分布を示したものである。基本的な様相は図 8 と同じであるが、粒子体積率が高い分だけ損傷の影響は顕著となっている。例えば、損傷の進行の様子は界面強度の高い GNIT-30 ではき裂前方の狭い領域で進行しているのに対し、界面強度の低い GN-30 ではかなり広い領域に進行しており、き裂先端前方の領域は既にボイド体積率は 30% で全ての粒子は損傷している状態となっている。また、塑性域が損傷域に比べてかなり小さいことから、マトリックスの塑性変形は損傷がほぼ完了してから生じており、塑性域の形状は損傷域の影響を強く受けていることがわかる。

4.2 き裂先端前方の応力・ひずみ分布 図 10 (a), (b) は、き裂先端前方の線に沿った垂直応力 σ_y の分布を、マトリックス材料 GN-0 および 損傷が生じないとした完全な複合材料 PGN-10, PGN-30 も含めて、粒子体積率が 10% の場合と 30% の場合について両対数図に示したものである。これらの図において、 σ_y は J 積分により基準化されたき裂先端からの距離 (r/J) に対して示されている。通常の弾塑性材料の場合は、弾性域は傾き $1/2$ の直線により、塑性域は傾き $N/(N+1)$ の直線 (N は加工硬化指数) により記述される⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。図 10 よりわかるように、PGN 材では粒子強化によりマトリックス材料より高い応力分布となり、はく離損傷はき裂

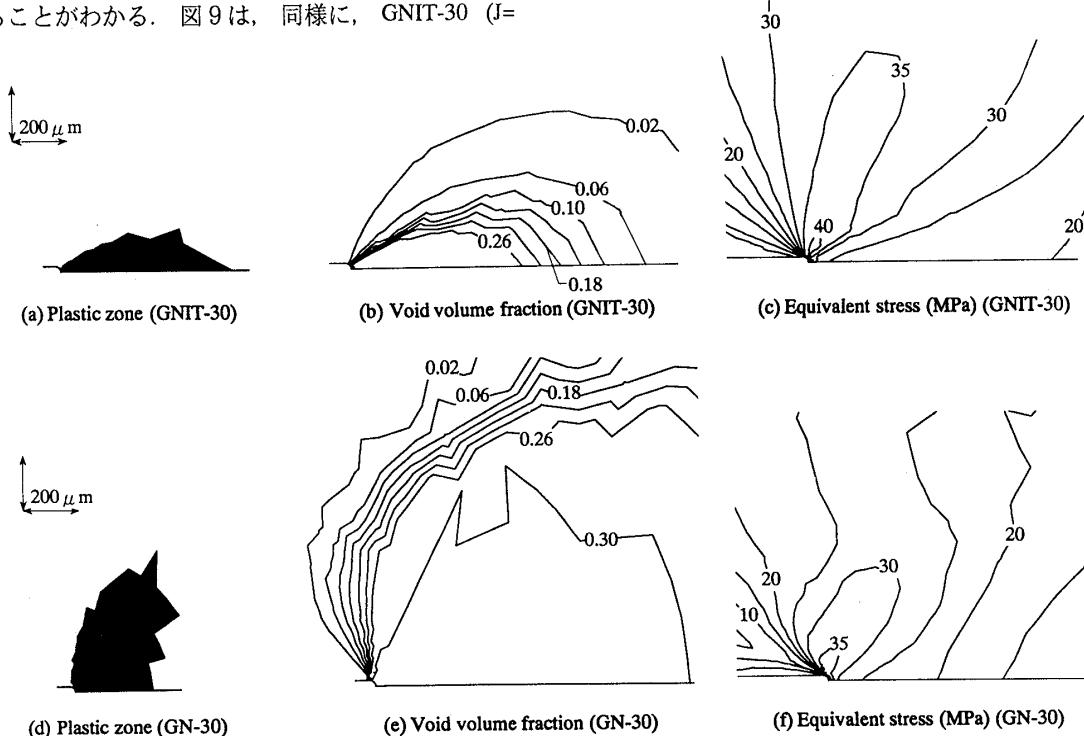
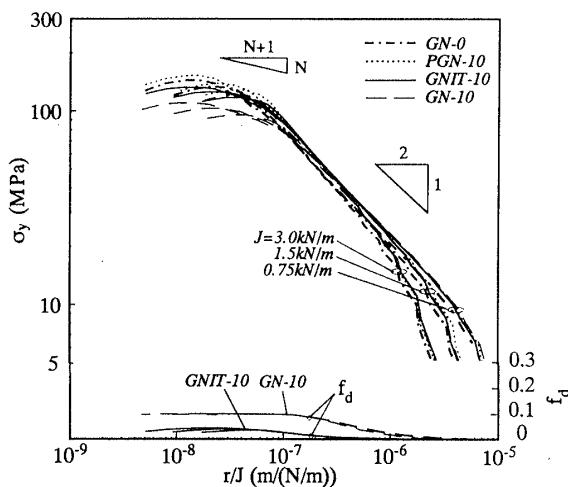


Fig. 9 Plastic zone, damage zone and equivalent stress around a crack-tip in GNIT-30 ($J=1.54 \text{ kN/m}$) and GN-30 ($J=1.70 \text{ kN/m}$)

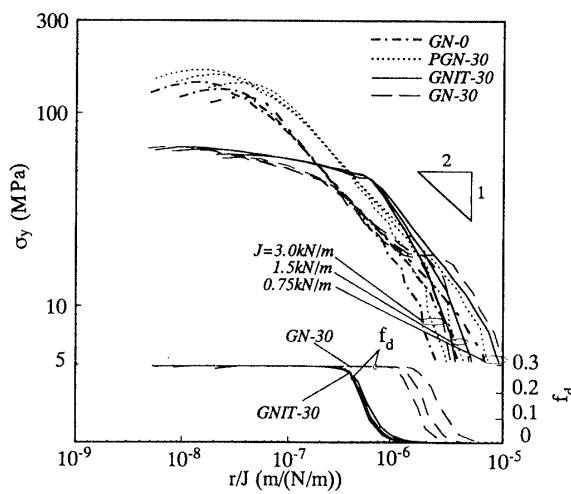
先端近傍の応力を低下させ、PGN材の応力分布よりGNIT材で低く、GN材でさらに低くなっている。そして、この傾向は、粒子体積率が高くなるほど顕著となっている。図には、き裂前方のボイド体積率の分布も図の右側目盛りを用いた片対数図で併記している。ボイド体積率の分布と応力分布を比較することにより、はく離損傷が応力分布に如何に影響を及ぼすかがわかる。図10(a)の粒子体積率10%の場合は、GNIT-10, GN-10とともにき裂前方のかなり遠方から損傷が進行し、GNIT-10ではき裂先端近傍でもボイド体積率は5%程度であるが、GN-10ではマトリックスの塑性変形が生じる領域ではボイド体積率は10%に達している。図10(b)の粒子体積率30%の場合は、両材料ともにき裂先端近傍では全ての粒子がはく離損傷をおこしボイド体積率は30%になっており、損傷の完了した領域の大きさはGN-30の方がGNIT-30より約7倍程度大きくなっている。

図11(a), (b)は、き裂先端前方の線に沿った垂直ひずみ

ε_y の分布を、粒子体積率が10%の場合と30%の場合について両対数図に示したものである。ひずみ分布のこのような整理においては、通常の弾塑性材料の場合は、弾性域は傾き1/2の直線で、塑性域は傾き $1/(N+1)$ の直線で表される^{(19),(20)}。まず、き裂先端近傍のひずみ分布をマトリックス材料GN-0と完全な複合材料PGN-10, PGN-30で比較すると、完全な複合材料が若干高いものの、ほぼ同様な分布を示している。はく離損傷を伴う複合材料GNIT材、GN材では損傷により変形しやすくなり、き裂先端近傍でのひずみ分布はGN-0, PGN材より高くなることがわかる。図11(a)の粒子体積率10%の場合は、損傷量の高いGN-10の方がGNIT-10より高いひずみ分布となるが、図11(b)の粒子体積率30%の場合は、損傷域の小さいGNIT-30の方がGN-30より高いひずみ分布となっている。これは、図9に示したように、GNIT-30における損傷域および塑性域がき裂前方の狭い領域で進行しているためであると思われる。

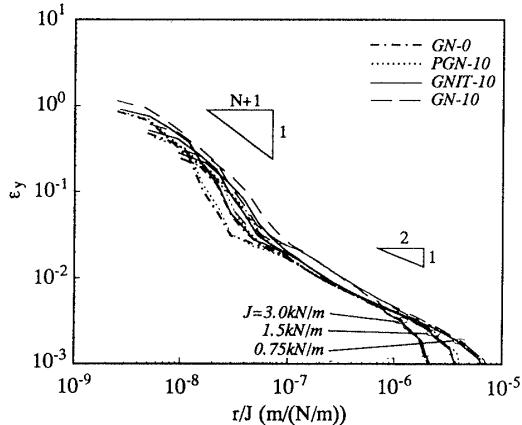


(a) Composites with 10% particle content

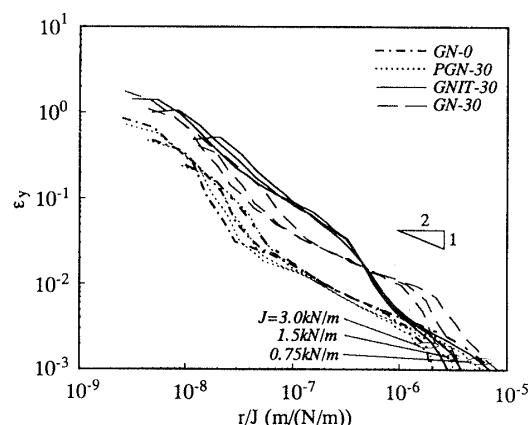


(b) Composites with 30% particle content

Fig. 10 Distributions of stress σ_y and void volume fraction f_d along the line ahead of a crack-tip.



(a) Composites with 10% particle content



(b) Composites with 30% particle content

Fig. 11 Distributions of strain ε_y along the line ahead of a crack-tip.

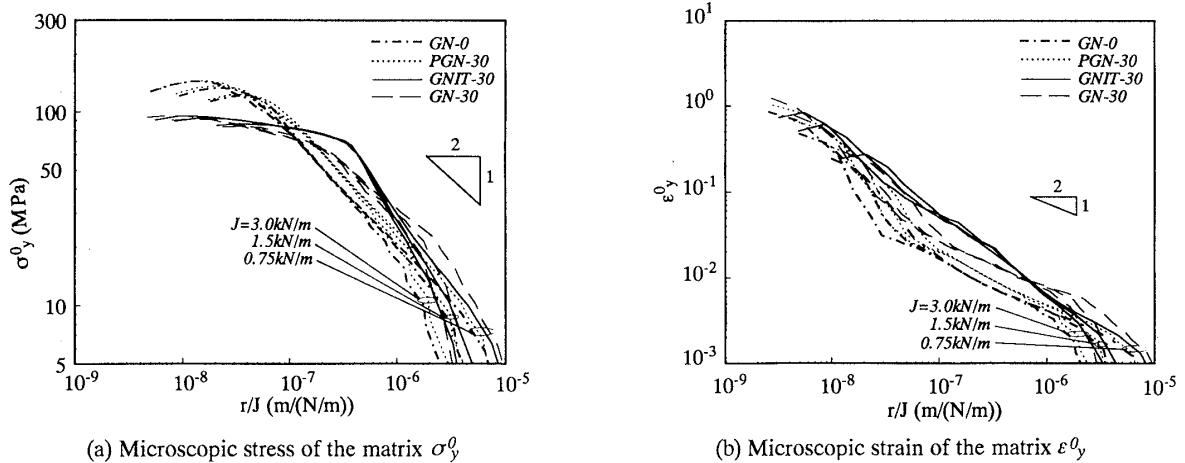


Fig. 12 Distributions of microscopic stress and strain of the matrix along the line ahead of a crack-tip in the composite with 30% particle content.

4.3 き裂先端前方のマトリックスの応力・ひずみ分布 硬い粒子と軟らかいマトリックスからなる複合材料で引張応力下にある場合の巨視的応力・ひずみと微視的応力・ひずみの大小関係は、複合材料の巨視的応力・ひずみを σ_{ij} , ε_{ij} , 粒子の微視的応力・ひずみを σ_{ij}^p , ε_{ij}^p およびマトリックスの微視的応力・ひずみを σ_{ij}^0 , ε_{ij}^0 とすると、以下のようにになる。損傷のない完全な複合材料では、

$$\sigma_{ij}^0 < \sigma_{ij} < \sigma_{ij}^p, \quad \varepsilon_{ij}^0 > \varepsilon_{ij} > \varepsilon_{ij}^p \quad \dots \quad (11)$$

となり、全ての粒子ではなく離損傷が生じると多孔質材料と見なせるので、

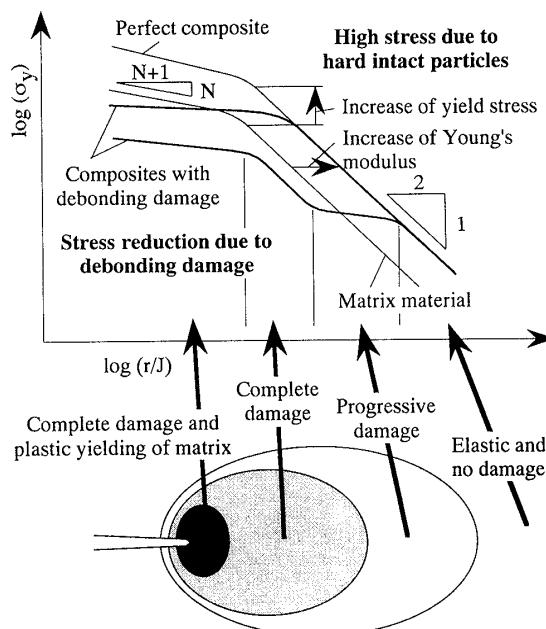


Fig. 13 Schematic illustration of the influence of intact hard particles and debonding damage on the stress field around a crack-tip in the composites.

$$\sigma_{ij}^0 > \sigma_{ij}, \quad \varepsilon_{ij}^0 < \varepsilon_{ij} \quad \dots \quad (12)$$

となる。図12は、粒子体積率が30%の場合について、マトリックスの微視的応力 σ_0^y , ひずみ ε_0^y のき裂先端前方の分布を示したものである。図10(b)の巨視的応力分布と図12(a)のマトリックスの微視的応力分布を比較すると、材料の違いによるき裂先端応力場の高低関係はほぼ同様な傾向にあるが、微視的応力分布の方が材料による差が小さくなっている。図11(b)と図12(b)の比較から、ひずみ分布についても同様のことといえる。

以上の解析結果より、き裂先端近傍のはく離損傷の進行は、複合材料の粒子とマトリックスの界面強度に依存し、き裂先端の応力レベルを低下させ、ひずみレベルを上昇させることがわかる。

4.4 き裂先端場に及ぼす分散粒子とはく離損傷の影響 図13は、解析結果に基づいて、複合材料のき裂先端近傍の巨視的応力場 ($\sigma_y - r/J$ 関係) に及ぼす硬い分散粒子の効果および損傷の効果を整理したものです。マトリックス材料の応力分布を基準に比較すると、損傷の生じない完全な複合材料では、硬い粒子の分散強化によるヤング率および降伏応力の上昇により、高応力側にシフトし、き裂先端近傍で高い応力が達成される。そして、複合材料に損傷が生じると、完全な複合材料の応力分布から低応力側にずれて、損傷の生じているき裂先端近傍で低応力となり、応力低下の度合いは損傷の度合いに依存することになる。図中のき裂先端場の模式図は、はく離強度が低く損傷が生じやすい場合に対して示したものである。この場合は、き裂先端場で、まず、損傷が進行し完了した後、塑性域が進行しているが、はく離強度が高くなると、塑性域が進行した後に損傷が生じることになる。

4.5 機械的特性に及ぼす分散粒子とはく離損傷の影響 第2節で示したように、ガラス粒子分散ナイロン66複合材料の機械的特性に及ぼす粒子体積率および界面処理の影響は、引張強さと破壊靭性値で異なり複雑であるが、以上の解析結果に基づいて、分散粒子の効果とはく離損傷の効果により説明できる。硬い粒子と延性マトリックスからなる複合材料の強度特性に及ぼす分散粒子とはく離損傷の効果は平滑材とき裂材で異なる。応力-ひずみ関係の解析結果からわかるように、複合材料の載荷能力は、損傷のない分散粒子により上昇し、はく離損傷により低下することから、平滑試験片により得られる引張強さ、疲労強度(S-N曲線)等の材料力学的な強度特性も、分散粒子により上昇し、はく離損傷により低下することになる。一方、き裂先端場では、強化粒子により高応力となり、はく離損傷によりエネルギー散逸が起こり低応力となる。従って、破壊靭性値、疲労き裂進展特性などの破壊力学的な強度特性に対しては、強化粒子は低靭化の効果を持ち、はく離損傷は高靭化の効果を持つことになる。すなわち、分散粒子とはく離損傷は相反する効果を持ち、それらの効果は材料力学的強度特性と破壊力学的強度特性で逆に現れる。そして、実際の複合材料の強度特性は、強化粒子の効果とはく離損傷の効果が競合した結果として得られることになる。ガラス粒子分散ナイロン66複合材料に対しては、引張強さ、破壊靭性値だけでなく、疲労強度、疲労き裂進展特性についても、以上のこととを支持する結果が得られている⁽¹⁸⁾。

5. 結論

粒子体積率、界面処理を変えたガラス粒子分散ナイロン66複合材料の応力-ひずみ関係およびき裂先端場の解析を、粒子-マトリックス界面はく離損傷を考慮した構成式に基づいて行い、以下の結論を得た。

- (1) ガラス粒子分散ナイロン66複合材料の応力-ひずみ関係は、はく離損傷を考慮した粒子分散複合材料の構成式により記述できる。複合材料の載荷能力は、分散粒子により上昇し、はく離損傷により低下する。
- (2) き裂先端近傍のはく離損傷の進行は、粒子体積率、粒子-マトリックスの界面強度に依存し、損傷量、

損傷域は粒子体積率が高いほど、界面強度が低いほど大きくなる。

- (3) き裂先端場の応力レベルは、分散粒子により上昇し、はく離損傷により低下する。
- (4) 解析結果より、粒子分散複合材料の材料力学的な強度特性は分散粒子により向上し、はく離損傷により低下するが、破壊力学的な強度特性は分散粒子により低下し、はく離損傷により向上することが示唆される。

本研究は、平成10年度文部省科学研究費補助金（基盤研究(C)(2), 課題番号09650095）の助成により行われたものである。ここに記して深く感謝する。

文献

- (1) Bayha, T.D., Kilmer, R.J., and Wawner, F.E., *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 1653-1662.
- (2) Llorca, J., Martin, A., Ruiz, J., and Elices, M., *Metall. Trans. A*, **24A** (1993), 1575-1588.
- (3) Whitehouse, A.F., and Clyne, T.W., *Acta Metall. Mater.*, **41** (1993), 1701-1711.
- (4) Caceres, C.H., and Griffiths, J.R., *Acta Mater.*, **44** (1996), 25-33.
- (5) Kiser, M.T., Zok, F.W., and Wilkinson, D.S., *Acta Mater.*, **44** (1996), 3465-3476.
- (6) Hartingsveldt, E.A.A., and Aartsen, J.J., *Polymer*, **30** (1989), 1984-1991.
- (7) Needleman, A., *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **54** (1987), 525-531.
- (8) Bao, G., *Acta Metall. Mater.*, **40** (1992), 2547-2555.
- (9) Finot, M., Shen, Y.-L., Needleman, A., and Suresh, S., *Metall. Mater. Trans. A*, **25A** (1994), 2403-2420.
- (10) Brockenbrough, J.R., and Zok, F.W., *Acta Metall. Mater.*, **43** (1995), 11-20.
- (11) Eshelby, J.D., *Proceedings of the Royal Society*, **A241** (1957), 376-396, London.
- (12) Mori, T., and Tanaka, K., *Acta Metall.*, **21** (1973), 571-574.
- (13) 東郷・曹・Chou, T.-W., 機論, **61-582**, A (1995), 382-388.
- (14) Tohgo, K., and Weng, G.J., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, **116** (1994), 414-420.
- (15) 東郷・曹, 機論, **65-631**, A (1999), 514-522.
- (16) Tohgo, K., Suzuki, N., and Ishii, H., *Int. J. Damage Mechanics*, **5** (1996), 150-170.
- (17) Tohgo, K., Mochizuki, M., and Ishii, H., *Int. J. Mech. Sci.*, **40** (1998), 199-213.
- (18) Tohgo, K., Fukuhara, D., Hadano, A., and Ishii, H., *ASME Int., PVP-Vol. 374* (1998), 331-338.
- (19) Hutchinson, J.W., *J. Mech. Phys. Solid*, **16** (1968), 13-31.
- (20) Rice, J.R., and Rosengren, G.F., *J. Mech. Phys. Solid*, **16** (1968), 1-12.