

変性 PC を用いた GFRP の疲労特性と損傷機構の考察

安藤 誠人^{*1}, 佐藤 匡将^{*2}, 黒島 義人^{*3}, 野田 尚昭^{*4}, 竹田 英俊^{*5}

Fatigue properties and damage mechanism of modified PC based GFRP

Makoto ANDO^{*1}, Kyosuke SATO^{*2}, Yoshihito KUROSHIMA^{*3},
Nao-Aki NODA^{*4} and Hidetoshi TAKEDA^{*5}^{*1,*5} Idemitsu Kosan Co., Ltd. Advanced Technology Research Laboratories

1-1 Anesakikaigan, Ichihara-shi, Chiba, 299-0193 Japan

^{*2,*3,*4} Department of Mechanical and Control Engineering, Kyushu Institute of Technology,

1-1 Sensui-cho, Tobata-ku, Kitakyushu-shi, Fukuoka, 804-8550 Japan

Received dd mm yyyy

Abstract

In this study, for the matrix / fiber interface strength is investigated in the fatigue experiment for the glass-fiber reinforcing polycarbonate (GFPC). Here the effect of modified PC resin is discussed when Epoxy (EP) or Polydimethylsiloxane (PDMS) are blended into PC. The microscopic damage process and fracture surface is examined through the optical microscope and the scanning electron microscope. The EP and PDMS are found to improve the matrix / fiber interface strength since they may control crack propagation along the fiber. Tensile testing also shows that in modified PC the critical fiber length is quite shorter than the one in standard GFPC. Although the interface strength is improved, the fatigue lifetime of PC-PDMS is found to decrease because many crack tend to initiate and propagate around the fiber ends.

Key words : FRTP, Polycarbonate, Glass fiber, Fatigue, Damage mechanism, Interface strength, Debonding

1. 緒 言

ガラス繊維強化ポリカーボネート (GFPC) に代表される短繊維強化熱可塑性プラスチック材料は、その比強度、比剛性の高さと言易な加工性から、自動車や OA、家電などの様々な分野における部材として広く活用されている。これら短繊維強化複合材料はマトリクス・界面・繊維の 3 相構造を持った材料であり、外力が付与された際には、マトリクスから界面を通じて繊維に荷重が伝えられ、繊維がその荷重を負担する。このため、マトリクス・界面・繊維のそれぞれが破壊に至る因子として挙げられ、それぞれの損傷が負荷条件やひずみ速度などによって変化し (北川他, 1994) 非常に複雑な様相を示すため、破壊過程の明確なメカニズムについては未だ不明な点が多いのが現状である。マトリクスや繊維から破壊が生じる場合は、その複合系での限界強度に達していると考えられるが、界面から破壊が生じる場合、樹脂/繊維界面の改質によって強度向上の余地が残されていると考えることができる。界面改質の方法としては、ガラス繊維 (GF) を製造する際に、カップリング材やフィルムフォーマーを GF 表面へ塗布する、または、GF をマトリクス樹脂へ溶融混練によって複合化する際に界面改質材を後添加する手法があり、その結果、力学的特性が変化することが知られている (例えば Thomason and Schoolenberg, 1994, 柳川他, 2001, Feresenbet, et al., 2003 など)。しかし、その改質の結果、破壊過程がどのように変化するかを詳細に検討した研究は少ない (Jang and Lieu, 1985, 濱田他, 1994)。

No.xx-xxxx [DOI: 10.1299/transjsme.2014xxx000x]

^{*1} 正員, 出光興産 (〒299-0193 千葉県市原市姉崎海岸 1-1)^{*2} 正員, 九州工業大学大学院工学研究院機械知能工学研究専攻 (〒804-8550 福岡県北九州市戸畑区仙水町 1 番 1 号)^{*3} 正員, 九州工業大学大学院工学研究院機械知能工学研究系^{*4} 正員, フェロー, 九州工業大学大学院工学研究院機械知能工学研究系^{*5} 出光興産

E-mail of corresponding author: makoto.ando@idemitsu.com

[DOI: 10.1299/transjsme.2014xxx000x]

© 2014 The Japan Society of Mechanical Engineers

著者らは前報において、マトリクスとなるポリカーボネート (PC) と類似構造であるエポキシ樹脂 (EP) を界面改質材として添加することで界面せん断強度が大幅に向上し、樹脂 / 繊維界面の剥離進展を抑制することで引張特性と疲労特性が向上することを明らかにした (安藤他, 2012a, 2012b). 本研究では、上記の EP 添加による損傷挙動の変化をさらに検証するとともに、変性させた樹脂を使用することによって界面強度を向上させることを目的とし、ガラスと類似構造である Si-O 鎖を持ち衝撃強度の向上効果もあるポリジメチルシロキサン (PDMS) を共重合させた樹脂 (石川, 2010) を界面改質剤として使用した。これらの材料について、樹脂 / 繊維界面の損傷に着目し、疲労試験および破面の観察より、疲労特性と損傷機構の関係について検討した。

2. 実験方法

供試材には、マトリクスとして PC、PC に EP を 2wt% 添加した PC-EP および PDMS を 5wt% 共重合した PC-PDMS の 3 種を用いた。強化繊維にはガラス短繊維 (E ガラス, アミノシラン処理, 直径 $13\mu\text{m}$) を用い、熔融混練によって GF を 30 wt% 複合化した GF 強化 PC ペレットを作製した。ペレットをインラインスクリー式射出成形機 (東芝機械製 IS100EN) により、シリンダー温度 553K, 金型温度 353K の成形条件にて、図 1 に示す JIS1 号ダンベル試験片へ加工した。各材における材料組成と機械的特性を表 1 に示す。

Table 1 Material composition and Mechanical properties.

material	PC content wt%	GF content wt%	EP content wt%	PDMS content wt%	Stress at break σ_b MPa	Stiffness E GPa	Strain at break ε_b %	Notched Izod impact strength kJ/m^2	Fatigue crack propagation rate, Fig. 12 $\Delta K=1$ m/cycle
PC	100	0	0	0	73	2.3	111	84.7	3×10^{-8}
PC-PDMS	95	0	0	5	65	2.1	109	90.1	7×10^{-8}
GFPC	70	30	0	0	129	7.3	2.6	11.4	-
GFPC-EP	68	30	2	0	144	7.6	2.8	10.9	-
GFPC-PDMS	66.5	30	0	3.5	126	7.1	2.8	16.0	-

得られた試験片を、室温大気中にて、電気油圧サーボ式疲労試験機 (島津製作所製 EHF-EB100KN-20L) を用いた応力比 $R=0$ の正弦波荷重, 周波数 5Hz の荷重制御疲労試験に供した。疲労試験中の剛性低下挙動を比較するため、試験片平行部にクリップゲージを取り付け、応力振幅 $\sigma_a = 20, 25, 30, 35\text{MPa}$ (最大応力 $\sigma_{\max} = 40, 50, 60, 70\text{MPa}$) の 4 水準にてオシロスコープを使用した応力-ひずみ計測を行い、繰返しに伴う剛性変化を測定した。疲労試験後の破壊状態はマイクロスコープ (HiROX 製 KH-7700), および四酸化オスミウムを蒸着後に走査型電子

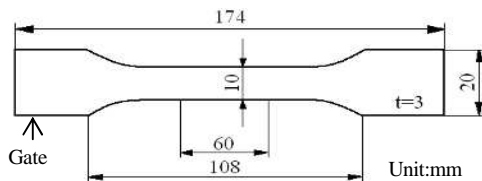


Fig. 1 Shape of specimen for fatigue test.

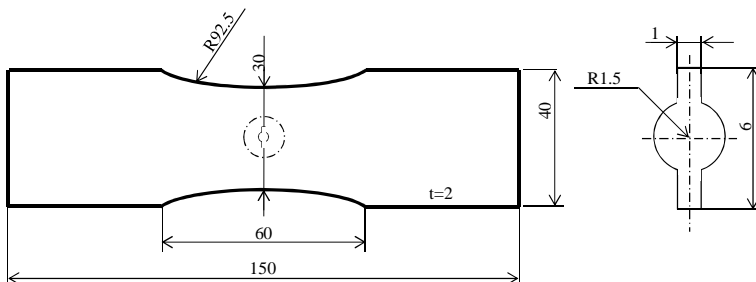


Fig. 2 Shape of specimen for fatigue crack propagation rate test.

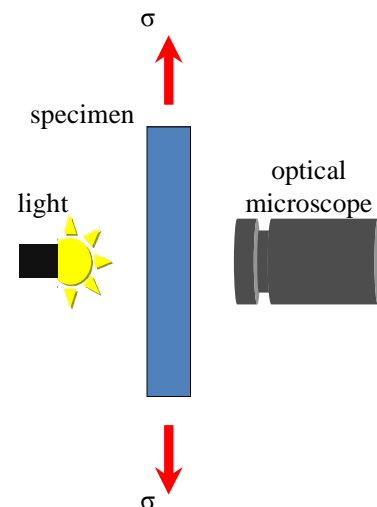


Fig. 3 Observation method of damage process. The internal damage of the test specimen is visualized as a black shadow by transmitted illumination.

顕微鏡 (KEYENCE 製 VE-7800, 以下 SEM) を用いて観察した。

また, 母材のき裂進展特性を評価するため, マトリクスとして用いている PC, および PC-PDMS のペレットを用い疲労試験用試験片と同条件にて, $150 \times 150 \times 2\text{mm}$ の平板を作成し, 図2に示す形状へ加工した試験片を用い, 室温大気中, $R=0$ の正弦波荷重, 周波数 3Hz の荷重制御疲労試験を行った. 応力拡大係数範囲 ΔK を $2.0 \sim 0.6\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ まで 0.1 ずつ低下させながら随時試験を中断してき裂長さを測定し, 進展速度を評価した. き裂長さは移動式実体顕微鏡 (Nikon 製 SMZ1500) を用い, 応力拡大係数の計算は次式に示す等方性材料の中央き裂平板の式を用いた (Tada, et al., 2000). なお, ΔK として全範囲を採用し, 式中の記号はそれぞれ, a : き裂半長, w : 板幅半長, σ : 負荷応力, K_{\max} : 最大応力拡大係数, K_{\min} : 最小応力拡大係数である。

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot F(\xi) \quad (1)$$

$$F(\xi) = \left(1 - 0.025\xi^2 + 0.06\xi^4\right) \sqrt{\sec\left(\frac{\pi\xi}{2}\right)} \quad (2)$$

$$\xi = \frac{a}{w} \quad (3)$$

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (4)$$

また, 材料内部の損傷状態を観察するため, GF 含有量を 0.1wt% として, 図1に示す試験片を作製して疲労試験に供し, 所定の繰返し数で試験を中断して内部損傷の観察を行なった. 観察には, 図3に示すように, 透過照明を用いることで試験片内部の損傷を黒い影として可視化させ, 損傷の発生・進展過程を移動式実体顕微鏡により観察した。

3. 材料の疲労特性

GFPC, GFPC-EP および GFPC-PDMS において疲労試験を行なった結果の応力 - 繰返し数線図を図4に示す. GFPC と比較し, EP を添加した GFPC-EP では, 曲線が高寿命側へシフトしており, 界面改質により疲労特性が向上している. 特に, 応力振幅の増加に伴ってその効果が大きくなり, $\sigma_{\max}=80\text{MPa}$ では, 破断繰返し数 N_f が 1 桁増加している. これは, 樹脂/繊維界面強度の向上効果が, 応力振幅が高くなるにつれて顕著に現れたためと考えられる. 一方, GFPC-PDMS では疲労強度が全体的に低い傾向がみられる. これは, 表1に示した材料特性からも分かるように, GFPC に比べ GFPC-PDMS のき裂進展速度が大きい事との関連が考えられる. これらの考察については, 次章で述べる。

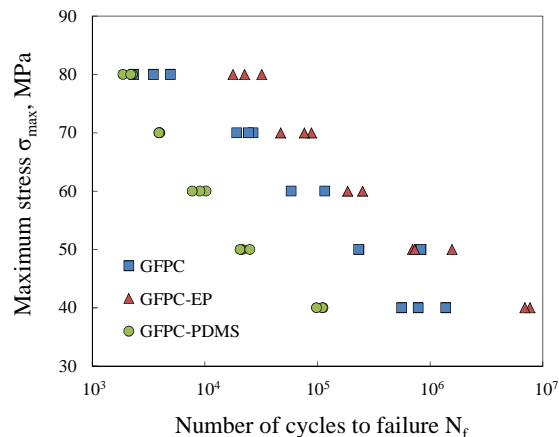


Fig. 4 S-N curves of fatigue test at stress rate $R=0$ and frequency $f=5\text{Hz}$. The results for GFPC, GFPC-EP and GFPC-PDMS are plotted with the square (blue), triangle (red) and circle (green), respectively. Fatigue lifetime increases in GFPC-EP, but decreases in GFPC-PDMS compared with GFPC.

図 5 に各材の高応力 ($\sigma_{\max} = 70\text{MPa}$)における疲労試験後の試験片について、マイクロスコープによるマクロ観察を実施した結果を示す。図より GFPC は比較的平坦な破面となっており、試験片左側面よりき裂が発生・進展していることが分かる。これに対し、GFPC-EP および GFPC-PDMS では、GFPC と比較して凹凸の激しい破面となっていることがわかる。次に、試験片表面付近の破面について、SEM による詳細な観察を実施した結果を図 6 に示す。GFPC の破面には、引き抜けを起こした GF が多く認められ、露出した GF の界面には剥離が形成されていることが確認できる。それに対し、GFPC-EP では引き抜けを起こした GF はほとんど確認することができず、き裂面とほぼ同一の面に GF 端面がみられ、この部分がき裂の発生源と考えられる。また破面には多数の段差を確認することができる。GFPC-PDMS においても、多少の引き抜けを起こした GF が認められるものの、GFPC-EP と同様にき裂発生源とみられる GF 端面が存在し、多数の段差を確認することができる。これらのことから、GFPC では単一の主き裂により破面を形成しているのに対し、GFPC-EP、および GFPC-PDMS では GF 端部から発生した分布き裂が連結することで破面を形成しているものと推察される。これは、改質材として添加した EP と PDMS が樹脂/繊維界面の強度を向上させることで、GF の引き抜けを抑制したことが関係していると考えられる。

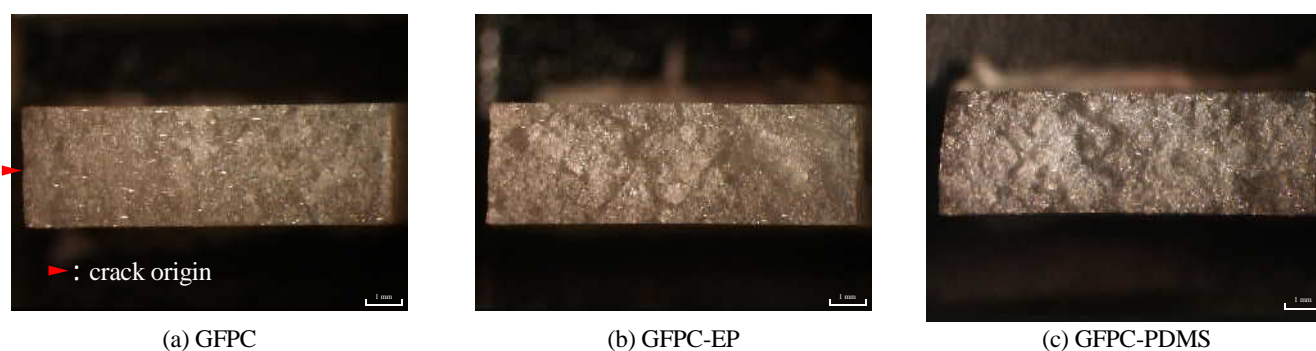


Fig. 5 Microscope micrographs of fracture surfaces of fatigue test. ($\sigma_{\max} = 70\text{MPa}$). Although GFPC forms the flat fracture surface, GFPC-EP and GFPC-PDMS have large irregularity.

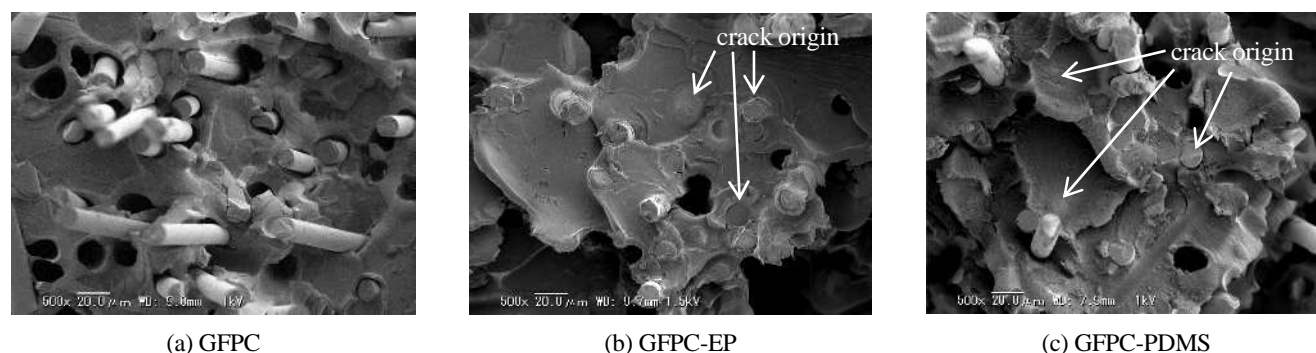


Fig. 6 SEM micrographs of fracture surfaces of fatigue test. ($\sigma_{\max} = 70\text{MPa}$). In GFPC, GF exposed from PC is observed all the area of the fracture surface. Space is formed between PC at the bottom of exposed GF. In PC-EP and PC-PDMS, there is no exposed GF and most GFs are fractured. The interface is not debonded in most cases under high stress amplitude.

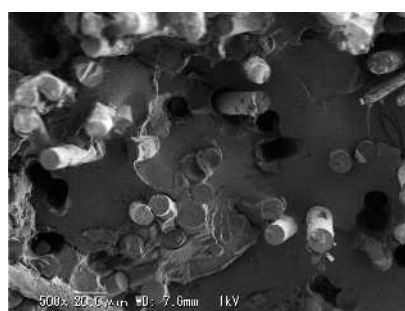


Fig. 7 SEM micrographs of GFPC fracture surface of fatigue test. ($\sigma_{\max} = 40\text{MPa}$). The fracture surface is nearly the same as that of GFPC-EP under low stress amplitude.

また, GFPC と GFPC-EP では応力振幅が低くなるにつれて寿命差は小さくなっている。これは, 負荷される応力振幅が低下することで, GFPC でも GF の引き抜けが生じにくくなり GFPC-EP と同様の損傷機構になるためと考えられる。このことは, 低応力 ($\sigma_{\max} = 40\text{MPa}$) の GFPC 破面を観察した結果を図 7 に示すように, 多数の段差からなる図 6 (b) と同様の破面様相となっていることから裏づけられる。これらのことから本供試材の疲労損傷の進展には主き裂の進展によって GF が引き抜ける場合 (GFPC の高応力) と GF/樹脂界面の剥離が生じがたく繊維端から発生した多数の分布き裂が進展・連結する場合 (GFPC の高応力以外) があると考えられる。

4. 損傷機構に与える各種要因の考察

4・1 GF 界面の接着強度について

GF 含有量を 0.1wt% としたモデル材を用い, 応力振幅 $\sigma_a = 10\text{MPa}$ の疲労負荷を与えた際の GF 周辺の損傷過程観察結果を図 8 に示す。GFPC では, 疲労負荷のごく初期である $n/N_f = 0.02$ の段階で GF 端部を起点とした損傷が発生しており, 負荷の繰り返しに伴って剥離が進展し, $n/N_f = 0.8$ では $100\mu\text{m}$ 以上の長さには達している。このことか

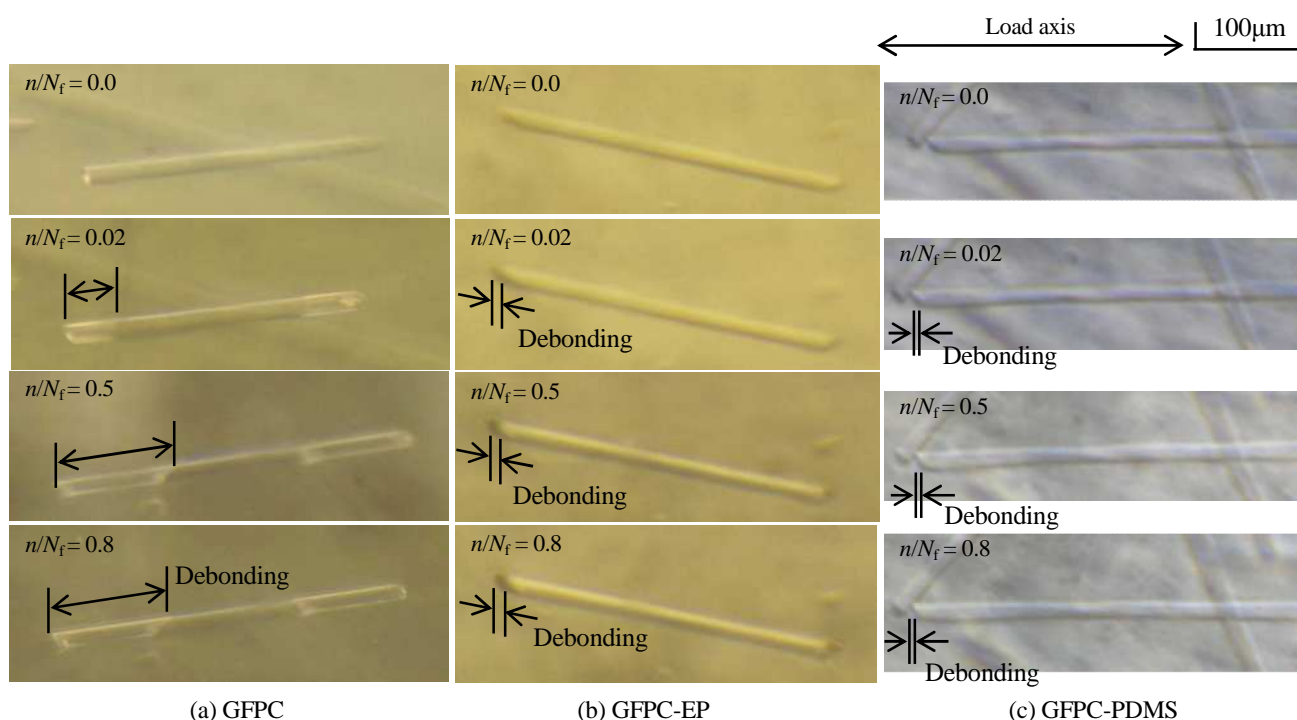


Fig.8 The damage process of fatigue test. In GFPC, debonding is observed in the fiber edge at $n/N_f = 0.02$. Then, debonding length increases with increasing the number of fatigue loads. At $n/N_f = 0.8$, debonding length reaches up to several $100\mu\text{m}$ (s). In GFPC-EP and GFPC-PDMS, debonding is observed at the fiber edge at $n/N_f = 0.02$. However, the debonding does not increase with increasing the number of fatigue loads.

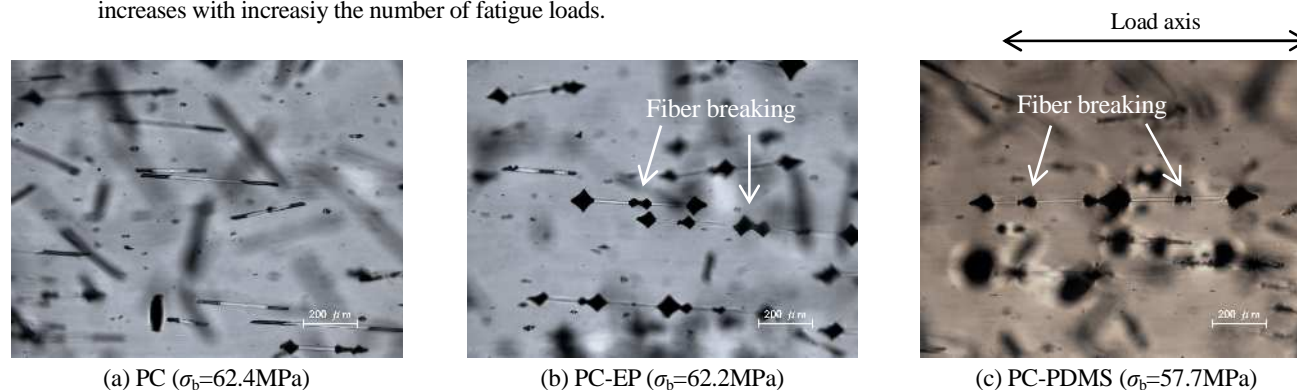


Fig.9 Optical microscope micrographs of the fiber fracture state after tensile test. The breaking fiber is denoted by arrows in the figure. In GFPC, GF is debonded but not fractured. In GFPC-EP and GFPC-PDMS, most GFs orientated to the load direction are fractured.

ら、負荷の繰返しに伴って GF の補強効果は徐々に低下し、最終的に引き抜けを起こして破断に至ると考えられる。それに対し、GFPC-EP、GFPC-PDMS では、 $n/N_f = 0.02$ のごく初期段階で、GFPC 同様に GF 端部を起点とした剥離が発生しているものの、 $n/N_f = 0.8$ に至っても界面に沿った剥離の進展を確認することはできなかった。

この結果から GFPC-EP、GFPC-PDMS では GF より補強効果は破断時まで維持されているが、端部もしくは破断した GF が分布き裂の発生起点となっていると考えられる。そこで、樹脂/繊維界面の改質効果を定量的に把握するため、GF0.1wt%の試験片を引張試験により破断させ、臨界繊維長 L_c の実測を試みた。引張破壊後の試験片内部を観察した結果を図 9 に示す。GFPC では界面に沿った剥離が発生するため GF はほとんど破断することがないが、GFPC-EP および GFPC-PDMS では界面が剥離せず、破断した GF が多く観察された。破断した GF のうち荷重軸方向と一致したものについて、破断繊維長さ l を実測し、次式を用いて L_c 、および界面せん断強度 τ_f を算出した (Ogawa, et al., 1978)。

$$\tau_f = \frac{\sigma_f d}{2L_c} \quad (5)$$

$$L_c = \frac{4}{3}l \quad (6)$$

ここで、GF の破断応力を $\sigma_f = 2940 \text{ MPa}$ 、直径を $d = 13 \mu\text{m}$ とし、得られた結果を表 2 に示す。なお、GFPC では GF がほとんど破断しないため、一般的な GFPC の τ_f 報告値 (田中, 幾田, 1999) より、 L_c を計算した値を比較として示している。この表より、一般的な GFPC では、 τ_f が 32.4 MPa 、 L_c が $590 \mu\text{m}$ であるのに対し、GFPC-EP では τ_f が 91.4 MPa 、 L_c が $223 \mu\text{m}$ と大幅な界面強度の向上が認められる。また、GFPC-PDMS も τ_f が 80.9 MPa 、 L_c が $256 \mu\text{m}$ となっており、GFPC-EP ほどではないが、界面強度が大きく向上している。この界面強度の向上が疲労損傷過程における界面剥離の抑制効果を発揮していると考えられる。

Table 2 Critical fiber length and interfacial shear strength estimated by formulas (5) and (6).

	Critical fiber length		Interfacial shear strength
	μm		MPa
GFPC*	590		32.4
GFPC-EP	Ave.	223	91.4
	S.D.	54	25.6
GFPC-PDMS	Ave.	255	80.9
	S.D.	68	24.7

* Expected data from reference
Tanaka, and Ikuta, 1999

4・2 GF の界面剥離と分布き裂の進展について

前節までの結果から、疲労特性の違いは、界面強度変化による繊維/樹脂界面で起こる剥離損傷の進行と分布き裂の発生・連結挙動に起因していると考えられる。繊維/樹脂界面に剥離損傷が生じる場合は実質的に荷重を負担する GF の長さが減少し、また、GF 端部から分布き裂が生じる場合は実質的に荷重を負担するマトリクスの断面積が減少するため、材料全体としては剛性が低下すると推定される。そこで疲労試験中の剛性低下挙動をクリップゲージにより測定し、剛性保持率と破断繰返し数比の関係を整理した結果を図 10 に示す。なお、剛性保持率は破断寿命の 5% 時の剛性を K_0 として計算している。GFPC-EP および GFPC の低応力では、引き抜けが起こりにくいいため、分布き裂の進展のみで剛性はほとんど低下していない。一方、破面上で顕著な引き抜けが認められるような GFPC の高応力域では、剛性は徐々に減少しており、繰返しに伴う剥離の進展と対応するものと考えられる。

しかし、GFPC-PDMS は GFPC-EP と同様に引き抜けが起こりにくいにもかかわらず、繰返しに伴って剛性が徐々に減少することが確認された。前述のとおり、剛性が低下する原因は GF の剥離もしくはマトリクスへのき裂進展と考えられることから、引き抜けが起こりにくい GFPC-PDMS では、GF 端からの分布き裂発生と進展が

疑われる。そこで、GFPC-EP と GFPC-PDMS の高応力 ($\sigma_{\max} = 70\text{MPa}$) 疲労試験後の破面について、広範囲の SEM 観察を行った結果を図 11 に示す。両材とも多数の段差を形成しているが、GFPC-EP ではいくつかの GF 端から $100\mu\text{m}$ 程度の分布き裂を形成しているのに対して、GFPC-PDMS ではほとんどの GF 端をき裂の起点として円形状の分布き裂が $30 \sim 50\mu\text{m}$ 程度まで単独で進展し、周囲のき裂と連結していることが確認された。次に、両材のマトリクスとなる PC および PC-PDMS について、き裂進展速度を測定した結果を図 12 に示す。ややバラつきがあるものの、PC と比較すると PC-PDMS のき裂進展速度が速くなっており、き裂進展抵抗が低くなっていることが明確となった。

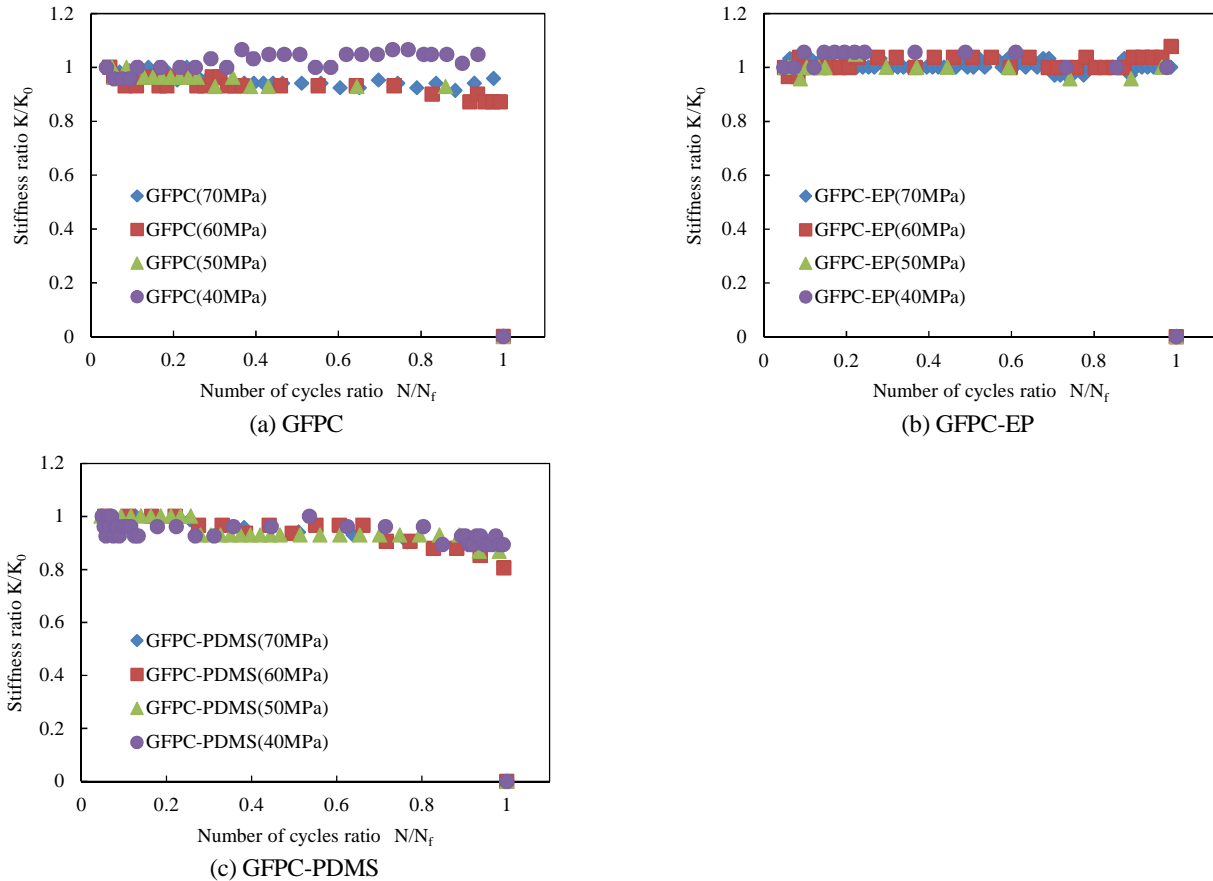


Fig. 10 Stiffness ratios of fatigue test at stress rate $R=0$ and frequency $f=3\text{Hz}$. The results for $\sigma_{\max}=70, 60, 50$ and 40MPa are plotted with the diamond-shaped (blue), square (red), triangle (green) and circle (purple), respectively. In GFPC and GFPC-PDMS, stiffness ratios decrease with increasing the number of fatigue loads. However, in GFPC-EP, it does not decrease.

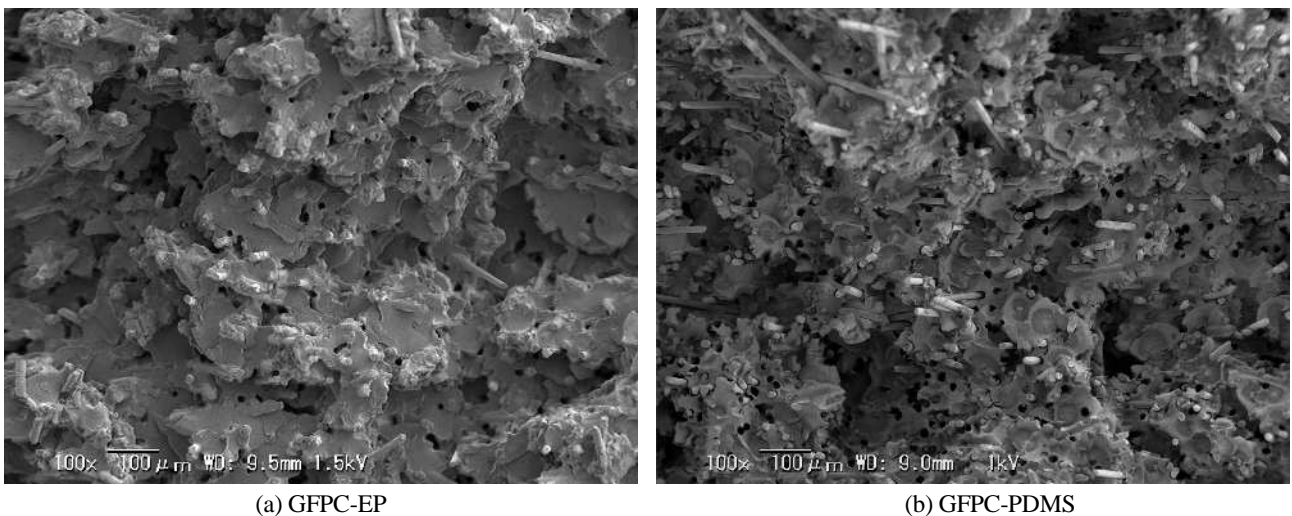


Fig. 11 SEM wide area observation images of the fracture surfaces of fatigue test. ($\sigma_{\max}=70\text{MPa}$) In GFPC-EP, the cracks initiate at several fiber ends. In GFPC-PDMS, cracks initiate at almost all fiber ends.

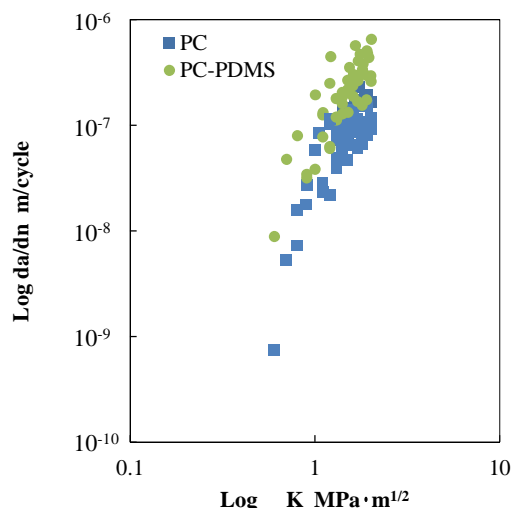


Fig. 12 Fatigue crack propagation rate of PC and PC-PDMS matrix as a function of stress intensity factor range. The results for GFPC and PC-PDMS matrix are plotted with the square (blue) and circle (green), respectively. Fatigue crack propagation rate of PC-PDMS matrix is faster as compared with PC matrix.

4・3 破壊寿命の比較について

これらの結果と前節までに得られた疲労特性および界面強度の違いから、各材料における高応力振幅域の疲労破壊過程は図 13 に示すように考えることができる。なお、図中の N は繰返し数であり、 $N_1 < N_2 < N_3$ である。まず、GFPC は界面強度が弱いことから、「界面剥離>GF 端のき裂」によって損傷の進行が支配されるため主き裂型の破壊過程となり、特に高応力域では多数の GF が剥離を生じて実質的に荷重を負担する GF の長さが減少し、剛性保持率が低下する。次に、GFPC-EP は界面強度が強く「GF 端のき裂>界面剥離」によって損傷の進行が支配され分布き裂型の破壊過程となるが、き裂進展速度が遅く、界面剥離も生じない。よって周囲のき裂との連結も

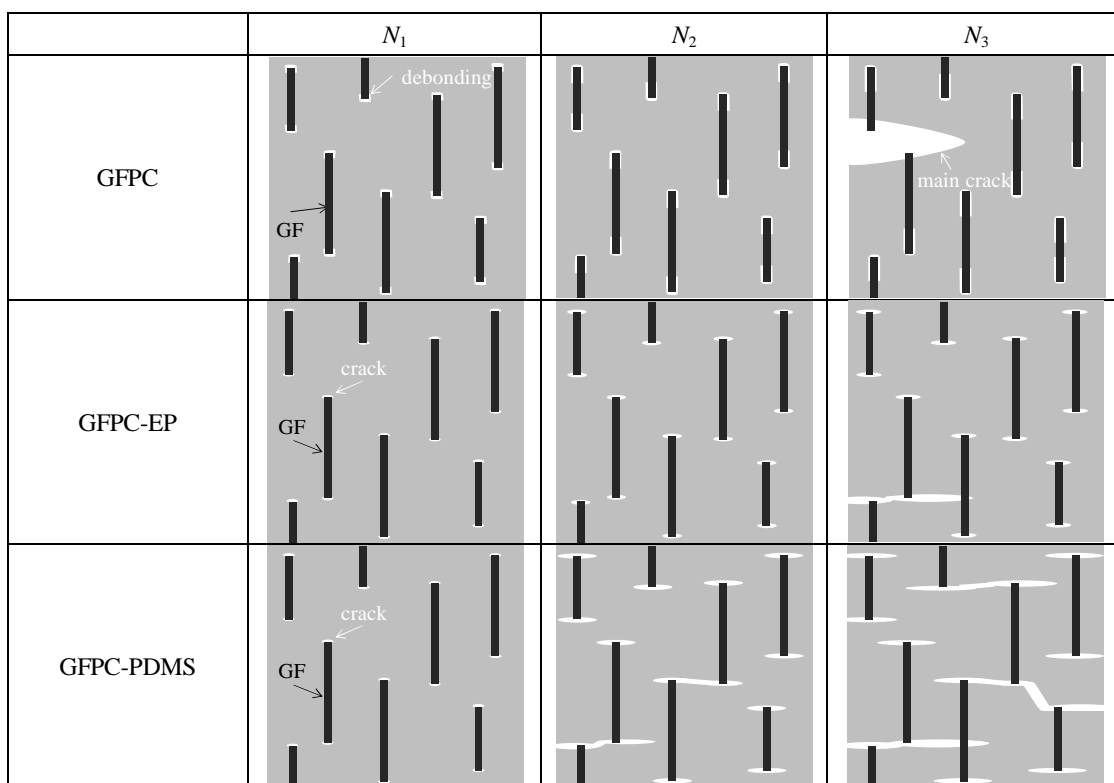


Fig. 13 Fatigue damage models at high stress amplitude of GFPC, GFPC-EP and GFPC-PDMS. In GFPC, the interface is debonding. Both for GFPC-EP and GFPC-PDMS cracks initiate at fiber ends, but GFPC-PDMS cracks propagate and connect early.

破断直前までほとんど起こらないため GF 端のき裂による剛性保持率の低下はほとんど生じず、疲労寿命も GFPC と比較して向上する。最後に、GFPC-PDMS も界面強度が強いため「GF 端のき裂>界面剥離」によって損傷の進行が支配され分布き裂型の破壊過程となるが、マトリクスのき裂進展抵抗が低いため、PC と比較して 2 倍以上の速度でき裂が成長する。このため、複数の GF 端き裂が連結し、実質的に荷重を負担するマトリクスの断面積が減少するため剛性保持率の低下が生じ、疲労寿命も GFPC と比較して低下する。

5. 結 言

本研究では、変性させた樹脂を使用することによって界面強度を向上させることを目的とし、PC と類似構造を持つ EP および、ガラスと類似構造を持つ PDMS を共重合させた樹脂を界面改質剤として使用した。これらの材料について、樹脂/繊維界面の損傷に着目し、疲労試験および破面の観察より、疲労特性と損傷機構の関係について検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) 疲労損傷は、繊維/樹脂界面で起こる剥離損傷挙動とそれに次いで生じる主き裂の進展、もしくは繊維端部からの分布き裂の発生・連結挙動に支配されており、界面強度の大きさによって変化する。
- (2) 各材料の疲労破壊機構は、GFPC は主き裂型、GFPC-EP と GFPC-PDMS は分布き裂型であったが、破断繰返し数は GFPC-EP > GFPC > GFPC-PDMS という結果を得た。
- (3) GFPC-PDMS の破断繰返し数の低下は、マトリクスのき裂進展抵抗が PC と比較して低下するため、GF 端のき裂が進展・連結し易いことに起因している。

謝 辞

本研究をまとめるにあたり、九州工業大学弾性力学研究室佐野義一博士のご助言を得た。記して深く謝意を表します。

文 献

- 安藤誠人, 野村学, 竹田英俊, 黒島義人, 中塚康裕, ガラス繊維強化ポリカーボネートにおける樹脂/繊維界面の損傷挙動と改質効果の関係, 材料, Vol. 61, No. 5 (2012a), pp. 441-446.
- 安藤誠人, 中塚康裕, 黒島義人, 野村学, 竹田英俊, 樹脂/繊維界面を改質した GFPC における疲労強度特性と損傷機構の関係, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 78, No. 789 (2012b), pp. 609-612.
- Feresenbet, E., Raghavan, D. and Holmes, G. A., The influence of silane coupling agent composition on the surface characterization of fiber and on fiber-matrix interfacial shear strength, The Journal of Adhesion, Vol.79, No.7 (2003), pp. 643-665.
- 濱田泰以, 泊清隆, 肖建宇, 前川善一郎, 短繊維強化ポリカーボネート射出成形品の疲労挙動の解析, 材料, Vol. 43, No. 495 (1994), pp. 1525-1531.
- 石川康弘, 低温下の耐衝撃性, 耐候性を向上したポリカーボネートの開発, プラスチックエージ, Vol. 56, No.10 (2010), pp. 46-49.
- Jang, B. Z. and Lieu, Y. K., Fracture behavior of short fiber reinforced thermoplastics. I. crack propagation mode and fracture toughness, Journal of Applied Polymer Science, Vol. 30, No. 9 (1985), pp. 3925-3942.
- 北川正義, 小山 信次, 近松 努, Takemori, M. T., 極微少ガラス短繊維を含んだポリカーボネイト材の疲労破壊機構, 材料, Vol. 43, No. 492 (1994), pp. 1094-1099.
- Ohsawa, T., Nakayama, A., Miwa, M. and Hasegawa, A., Temperature dependence of critical fiber length for glass fiber-reinforced thermosetting resins, Journal of Applied Polymer Science, Vol. 22, No. 11 (1978), pp. 3202-3212.
- Tada, H., Paris, P. C. and Irwin, G. R., The stress analysis of cracks handbook (2000), p.41, ASME Press.
- 田中玄通, 幾田信生, 熱可塑性樹脂複合材料における表面処理剤が及ぼす界面強化, FRP CON-EX 講演要旨集, 43rd (1999), pp. 104-105.
- Thomason, J. L. and Schoolenberg, G. E., An investigation of glass fibre/polypropylene interface strength and its effect on composite properties., Composites, Vol. 25, No. 3 (1994), pp. 197-203.

柳川晃, 田中玄通, 幾田信生, 竹下順, 川田宏之, ガラス繊維強化熱可塑性複合材料におけるウレタンバインダーの界面効果, 繊維学会誌, Vol. 57, No. 11 (2001), pp. 306-310.

References

- Ando, M., Nomura, M., Takeda, H., Kuroshima, Y. and Nakatsuka, Y., Relationship between the effect of the modification and the damage behavior of resin/fiber interface in glass fiber reinforced polycarbonate, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 61, No. 5 (2012a), pp. 441-446 (in Japanese).
- Ando, M., Nakatsuka, Y., Kuroshima, Y., Nomura, M. and Takeda, H., Relation between fatigue strength property and damage mechanism in GFPC having modified resin/fiber interface, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A*, Vol. 78, No. 789 (2012b), pp. 609-612 (in Japanese).
- Feresenbet, E., Raghavan, D. and Holmes, G. A., The influence of silane coupling agent composition on the surface characterization of fiber and on fiber-matrix interfacial shear strength, *The Journal of Adhesion*, Vol.79, No.7 (2003), pp. 643-665.
- Hamada, H., Tomari, K., Xiao, J. and Maekawa, Z., Fatigue properties of short fiber reinforced polycarbonate injection moldings, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 43, No. 495 (1994), pp. 1525-1531 (in Japanese).
- Ishikawa, Y., Development of polycarbonate that improved the impact resistance under low temperature and weather resistance., *PLASTICS AGE* , Vol. 56, No.10 (2010), pp. 46-49 (in Japanese).
- Jang, B. Z. and Lieu, Y. K., Fracture behavior of short fiber reinforced thermoplastics. I. crack propagation mode and fracture toughness, *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 30, No. 9 (1985), pp. 3925-3942.
- Kitagawa, M., Koyama, S., Chikamatsu, T. and Takemori, M. T., Fatigue fracture mechanism for polycarbonate with few contents of glass fibers, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 43, No. 492 (1994), pp. 1094-1099 (in Japanese).
- Ohsawa, T., Nakayama, A., Miwa, M. and Hasegawa, A., Temperature dependence of critical fiber length for glass fiber-reinforced thermosetting resins, *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 22, No. 11 (1978), pp. 3202-3212.
- Tada, H., Paris, P. C. and Irwin, G. R., *The stress analysis of cracks handbook* (2000), p.41, ASME Press.
- Tanaka, H. and Ikuta, N., Interfacial effect of surface treatment on glass fiber reinforced thermoplastic., *Proceedings of FRP CON-EX*, 43rd (1999), pp. 104-105 (in Japanese).
- Thomason, J. L. and Schoolenberg, G. E., An investigation of glass fibre/polypropylene interface strength and its effect on composite properties., *Composites*, Vol. 25, No. 3 (1994), pp. 197-203.
- Yanagawa, A., Tanaka, H., Ikuta, N., Takeshita, J. and Kawada, H., Interfacial effect of urethane binder in glass fiber thermoplastic composites, *SEN'I GAKKAISHI*, Vol. 57, No. 11 (2001), pp. 306-310 (in Japanese).