CFRP の機械的性質と疲労挙動に及ぼす
極低温度・吸水複合環境効果*駒井 謙治郎^{*1}, 箕 島 弘 二^{*1}, 石 川 直 明^{*2}Cryogenic Temperature and Water Absorption Effects on Mechanical
Properties and Fatigue Strength of Carbon Fiber Reinforced Plastics

Kenjiro KOMAI, Kohji MINOSHIMA and Tadaaki ISHIKAWA

In this paper, we describe the effects of cryogenic temperature at 77 K and water absorption on the mechanical properties and fatigue strength of intermediate-temperature cured carbon fiber reinforced epoxy matrix composites. Tensile and tension-tension fatigue tests were conducted on both dry and wet specimens, which had been preconditioned in laboratory air and in water for two months, respectively. The test results showed that i) an increase in the strength of the fiber/matrix interface and matrix material and in the elastic modulus of the matrix at cryogenic temperature, ii) a decrease in interlaminar strength at cryogenic temperature, and iii) a decrease in fiber/matrix interfacial and interlaminar strength by water absorption severely influenced the mechanical and fatigue fracture behavior of the composites. Internal damage was non-destructively examined with a scanning acoustic microscope, the fracture surfaces were closely examined with a scanning electron microscope, and the influence of cryogenic temperature and water absorption on fracture mechanisms was discussed.

Key Words: Composite Material, Carbon Fiber Reinforced Plastics, Fracture, Fatigue, Tensile Properties, Environmental Strength, Cryogenic Temperature, Water Absorption, Nondestructive Inspection, Fractography, Scanning Acoustic Microscope

1. 緒 言

炭素繊維強化複合材料(CFRP)をはじめとする先進複合材料(ACM)の開発と普及をさらに推進させるためには、実際に使用される環境下の疲労を含む強度特性やその破壊機構を明らかにする必要がある。特に液化ガスを輸送・貯蔵するための容器や航空機などの構造材料に CFRP を使用する場合には、極低温度環境下での破壊挙動が問題となる。しかも CFRP は大気中の水分を吸湿することにより、破壊挙動に大きな影響を受ける^{(1)~(3)}ことが知られている。したがって、極低温度と吸水が同時に生じるいわゆる複合環境が、ACM の破壊挙動に及ぼす影響を明らかにすることは実用上極めて重要である。極低温度環境の強度特性に及ぼす影響については、従来特にガラス繊維強化樹脂(GFRP)について行われている^{(4)~(6)}が、CFRP⁽⁷⁾に対する上記複合環境の影響はあまり行われていない。

本研究では、炭素繊維強化エポキシ樹脂基複合材料の空中放置材と水中浸漬材それぞれに対して、引張試験と疲労試験を室温下と極低温度下で実施するとともに

に、走査型電子顕微鏡(SEM)による破面観察、走査型超音波顕微鏡(SAM)による内部損傷の非破壊観察を行った。これにより、吸水と極低温度が CFRP に及ぼす影響を検討するとともに、その破壊機構について検討を加えた。

2. 実 験 方 法

用いた CFRP は、中温硬化型炭素繊維強化エポキシ樹脂基複合材料(T-1/347, 繊維体積含有率: 約 60%)の $[0^\circ]_{13}$, $[90^\circ]_{13}$, $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 強化材である。用いた繊維は Pyrofil T-1(三菱レーヨン), 樹脂は 828 エポキシ樹脂である。繊維の機械的性質を表 1 に示す。成形条件は、 $90^\circ\text{C} \times 60 \text{ min} \rightarrow 130 \pm 5^\circ\text{C} \times 60 \text{ min}$ である。試験片形状は長さ 190 mm, 幅 10 mm の短冊形であり、試験片両端部の試験機つかみ部にはチャックの食込みによる破壊を防ぐため、厚さ 2 mm のアルミニウムタブを接着して、ゲージ長さを 90 mm とした。なお、 $[90^\circ]_{13}$ 材ではゲージ長は 70 mm である。

実験には室内空中放置試験片(以下 DRY 材), および 80°C イオン交換水中に約 2 箇月間浸漬した吸水試験片(以下 WET 材, 吸水率: 2.1-2.8%)を使用し、それぞれ空中室温(RT)下と極低温度(77 K)下で引張試験を行った。疲労試験は、 $[0^\circ]_{13}$ 材と $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材につ

* 原稿受付 平成 5 年 4 月 15 日。

^{*1} 正員, 京都大学工学部(〒606-01 京都市左京区吉田本町)。^{*2} 正員, 東京ガス(株)(〒105 東京都港区芝浦 1-16-25)。

いて実施し、DRY材はRTと77 K下で、またWET材では77 K下と室温のイオン交換水中で実験を行った。この場合、紙製の環境セルを試験片ゲージ長にわたって装着して、セルに試験中常時液体窒素を満たすことにより77 Kを実現した。また、水中疲労試験は、試験片のゲージ長にわたって水環境セルを取付け、イオン交換水を循環させて試験を行った。なお、以下簡単のため、DRY材の空中引張試験をDRY-RT、77 K下の引張試験をDRY-77 K、WET材の空中引張試験をWET-RT、77 K下の引張試験をWET-77 K、またDRY材の空中疲労試験をIn dry-air、77 K下の疲労試験をIn dry-77 K、またWET材の水中疲労試験をIn wet-water、77 K下の試験をIn wet-77 Kと略称する。

引張試験にはコンピュータ計測制御式精密万能試験機(容量100 kN)を、疲労試験には横形電気油圧式サーボ疲労試験機(容量50 kN)を用いた。引張試験における変位速度は $[90^\circ]_{13}$ 材のみ0.1 mm/min、それ以外では2 mm/minの変位制御条件下で試験を行った。試験片のひずみ測定にはひずみゲージ(ゲージ長5 mm)を用いて、弾性率、破断伸びを測定した。疲労試験は、 $[0^\circ]_{13}$ 材では、応力比 $R=0.1$ 、応力繰返し速度 $f=5$ Hzを、 $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材では、 $R=0.06$ 、 $f=1$ Hzを選択し、ともに正弦波波形を用いて実施した。破面観察には走査型電子顕微鏡(SEM:日本電子JSM-U 3並びにJSM 5400-LV)を、内部損傷観察には機械走査型超音波顕微鏡(SAM:オリンパス光学UH-3)を用いた。

表1 繊維(Pyrofil T-1)の特性

Fiber Diameter (μm)	Tensile Modulus (GPa)	Tensile Strength (GPa)	Elong. (%)	Density (Mg/m^3)
7	235	3.53	1.5	1.79

表2 $[0^\circ]_{13}$ 材の機械的性質

	DRY-RT	DRY-77K	WET-RT	WET-77K
Tensile Strength MPa	2035 (32.1)	2073 (124.4)	1782 (124.5)	1754 (64.1)
Initial Modulus GPa	102 (2.7)	115 (0.4)	97 (1.5)	101 (1.9)
Final Modulus GPa	118 (0.1)	163 (1.3)	118 (0.5)	155 (0.7)
Elongation at Break %	1.8 (0.04)	1.4 (0.03)	1.7 (0.02)	1.4 (0.04)

Values in parentheses are standard deviation.
Four to ten tests for each condition

3. 実験結果および考察

3.1 引張特性 各強化材の引張試験結果をそれぞれ表2($[0^\circ]_{13}$ 材)、表3($[90^\circ]_{13}$ 材)、表4($[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材)に示す。いずれの積層材においても、DRY材、WET材を問わず、77 K下の引張弾性率がRT下に比較して上昇した。これは、樹脂が冷却されることにより、樹脂自身の引張弾性率が上昇した⁽⁷⁾ためであり、これは樹脂の特性が弾性率に大きな影響を及ぼす $[90^\circ]_{13}$ 材と $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材で引張弾性率の上昇率がとくに大きかったことと対応している。一方向強化材($[0^\circ]_{13}$ 材、 $[90^\circ]_{13}$ 材)、斜交強化材($[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材)それぞれの強度特性と破壊挙動について述べると以下のようである。

3.1.1 一方向強化材 $[0^\circ]_{13}$ 材の引張強度について見ると(表2)、DRY材、WET材いずれも引張強度に及ぼす温度の影響は見られないが、 $[90^\circ]_{13}$ 材(表3)ではDRY材、WET材いずれも77 Kに冷却することにより、引張強度が上昇した。この上昇はとくにDRY材で顕著であり、引張強度の上昇率は約70%に達した。また、DRY材では77 K下では、RT下よりも破断伸びも上昇した。なお、冷却することにより破断伸びが上昇したのは $[90^\circ]_{13}$ のDRY材のみであった。

図1に $[90^\circ]_{13}$ 材のRTと77 K下の破面写真を示す。DRY材について見ると、RT、77 K下ともに繊維が破面上に観察され、繊維/樹脂界面破壊が支配的で

表3 $[90^\circ]_{13}$ 材の機械的性質

	DRY-RT	DRY-77K	WET-RT	WET-77K
Tensile Strength MPa	18 (4.4)	31 (1.5)	16 (1.7)	17 (1.3)
Initial Modulus GPa	7 (0.3)	11 (0.3)	6 (0.7)	15 (1.1)
Elongation at Break %	0.24 (0.001)	0.28 (0.02)	0.26 (0.03)	0.11 (0.001)

Values in parentheses are standard deviation.
Three tests for each condition

表4 $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材の機械的性質

	DRY-RT	DRY-77K	WET-RT	WET-77K
Tensile Strength MPa	181 (2.6)	180 (10.9)	110 (4.2)	144 (0.8)
Initial Modulus GPa	14 (0.8)	22 (1.7)	11 (0.5)	22 (1.5)
Elongation at Break* %	17.3 (1.1)	5.7 (0.6)	13.6 (0.6)	6.5 (0.2)

Values in parentheses are standard deviation.
Three to seven tests for each condition.

* denotes that values were with crosshead displacement.

あったことがわかる。さらに界面を詳細に観察すると、RT 下では繊維と樹脂の間にすきまが見られるが、77 K 下では繊維と樹脂が密着しており、繊維/樹脂界面強度が上昇していたことが示唆される。これは、樹脂の熱膨張係数は炭素繊維の半径方向のそれに比較すると大きく、77 K への冷却時に樹脂が繊維の中心方向に収縮して繊維に固着したためである。なお、エポキシ樹脂自身の強度も、冷却することにより上昇するが⁽⁴⁾⁽⁷⁾、この効果も $[90^\circ]_{13}$ 材の強度、破断伸びの上昇に一部貢献しているものと考えられる。

次に、RT 下の吸水効果について見ると、WET 材は DRY 材と比較して、強度は約 11%、弾性率は約 14% 減少した。これは、先に斜交積層材で報告した⁽¹⁾ように、吸水によって繊維/樹脂界面が劣化⁽¹⁾⁻⁽³⁾⁽⁸⁾したことが原因である。実際、図 1(c)に WET-RT の破面写真を示すように、繊維にはほとんど樹脂が付着しておらず、界面の劣化を裏付けている。また、WET 材の 77 K 下の引張強度の RT からの上昇率はわずか 6% であり、DRY 材の上昇率 70% と比較して小さかった。これは、吸水劣化した繊維/樹脂界面は、77 K 保持による界面強化が RT 下と比較して起こりにくかったことを示している。破面は図 1(d)に示すように、77 K 下では、繊維に樹脂が一部付着しており、WET-

RT に比べると界面がわずかであるが強化されたことがわかる。

$[0^\circ]_{13}$ 材では、DRY 材、WET 材ともに引張強度に及ぼす温度の影響は見られなかった。この場合は、長手方向き裂が進展することにより最終破壊がもたらされ、そのマクロ破断形態に温度による差は観察されなかったが、RT、77 K を問わず、WET 材は DRY 材と比較してより多数の繊維束に分かれて最終破壊がもたらされ、先に報告した同一材料の RT 下の結果⁽²⁾と同様であった。

$[90^\circ]_{13}$ 材の場合は、引張荷重が負荷されると、繊維/樹脂界面に働く引張応力により、界面破壊が生じるのに対して、 $[0^\circ]_{13}$ 材では、繊維/マトリックス界面には、引張応力のほかにせん断応力が生じる。樹脂は RT から 77 K に冷却することにより、i) 繊維の中心方向と、ii) 繊維に沿う両方向に収縮し、繊維の中心方向へ収縮することにより、繊維/樹脂界面強度が上昇して、 $[90^\circ]_{13}$ 材の引張強度の上昇が見られた。しかし、 $[0^\circ]_{13}$ 材では、繊維に沿う方向の樹脂の収縮により、繊維/樹脂界面の残留応力⁽⁹⁾が上昇し、繊維方向のせん断応力に対しては 77 K への冷却による界面強化効果はあまり生じない。しかも、樹脂は冷却することにより、ぜい性的になり、き裂に対して敏感となる。 $[0^\circ]_{13}$ 材では、

(a) DRY-RT

(c) WET-RT

(b) DRY-77 K

(d) WET-77 K

図 1 $[90^\circ]_{13}$ 材の引張破面

図 2 $[0^\circ]_{13}$ 材の引張破面

これらの効果が相殺して強度に温度の影響が見られなかったものである。

次に、吸水効果についてみると、RT 下では WET 材の強度が DRY 材に比べて約 12% 低下した。これは界面強度の低下と樹脂の劣化が原因⁽²⁾である。また、WET 材の RT と 77 K 下では強度に差は見られない。これは、 $[90^\circ]_{13}$ 材で観察されたように、吸水により劣化した界面の 77 K への冷却による強度上昇はわずかであり、樹脂のぜい化もわずかであったためである。したがって、本実験範囲内では、WET 材の低温効果はさほど顕著ではない。

図 2 に $[0^\circ]_{13}$ 材の引張破面を示す。DRY-77 K 下では樹脂は DRY-RT 下にくらべてよりぜい性的に破壊している。WET-RT 下では DRY-RT より延性的に破壊しており、吸水による樹脂の延性化がわかる。また、吸水して延性化した樹脂は 77 K への冷却によってもそれほどぜい化しないこと [図 2(d)] が裏付けられる。

3・1・2 斜交強化材 表 4 に示したように、DRY 材では引張強度には温度の影響は見られなかった。しかし、図 3 に応力-ひずみ曲線を示すように、RT と 77 K 下では破壊にいたる過程はまったく異なった。すなわち、RT 下では、降伏挙動を示すのに対して、77

図 3 応力-ひずみ曲線 ($[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材)

K 下では、応力-ひずみ関係は破断まで直線で表され、弾性変形を呈したまま、ぜい性的に破断し、しかも、破断ひずみは 77 K では RT 下にくらべて約 52% と大幅に減少した。

図 4 に引張破面を WET 材の破面と併せて示す。また、図 5 に引張試験を破断直前で中断して、SAM による内部損傷観察を行った結果を示す。なおこの場合、ゲート幅を 1200 ns と大きく取って、複合材の内部損傷の総和情報を取り出したものである。RT、77 K 下いずれも破壊は層間で生じたが、RT 下では層間のみ

ならず層内損傷を顕著に生じている[図4(a)]のに対して、77 K下では層内に繊維方向のき裂は観察されるが、RT下のような大きな層内損傷は観察されない[図4(b)]。また、RT下では試験片端面より層間はく離を生じてこれが進展することにより破壊に至ったのに対して、77 K下では破断直前まで層間はく離は観察されなかった(図5)。

以上の観察結果をもとに、DRY材のRT下と77 K下の破壊機構の違いを整理すると、以下のようである。

RT下では、

(1) 荷重負荷に伴い、樹脂の降伏による塑性変形

が応力-ひずみ曲線に現れる。

(2) 繊維方向の層内き裂が生じ始め、降伏挙動が現れる。

(3) ひずみ量の増加のために、自由端の層間せん断応力が大きくなり、端面層間はく離が生じる。

(4) 荷重負荷とともに層間はく離は進展し、層間せん断応力が層間強度に達すると最終破壊に至る。

一方、77 K下では

(1) 冷却することにより、樹脂強度と界面強度が上昇して、層内強度が上昇するが、積層された各層が繊維と垂直方向に収縮することにより、層間残留せん断応力が増加して層間強度がRT下に比べて低下す

(a) DRY-RT

(c) WET-RT

(b) DRY-77 K

(d) WET-77 K

図4 $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材の層間破壊面(引張試験)

(a) DRY-RT($\sigma=170$ MPa)

(b) DRY-77 K($\sigma=170$ MPa)

図5 $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材の引張試験において、破断直前で中断した試験片の超音波頭微鏡写真

る。

(2) 荷重負荷時においては、層内は冷却により強化されているため、RT下のような損傷は発生せず、また、弾性率が上昇することにより、試験片の変形ひずみが小さいため、端面層間はく離も発生せず、応力-ひずみ曲線は直線を保つ。

(3) ある荷重に達すると、繊維方向の層内損傷が発生し、その層が荷重を分担できなくなると、その分担荷重を層間を通じて隣接した層へ伝達する必要がある。このとき、大きな層間応力が生じるが、層間強度は冷却により低下しており、その荷重を支えることができずに破壊する。破壊は次々に進行して、最初の層内の破壊が生じてから極めて短時間で層間破壊が進展して最終破壊に至る。

すなわち、RT下では層内破壊はただちに最終破壊には結びつかず、層間はく離が徐々に進展して最終破壊に至るのに対して、77 K下では、層間強度が低下しているため、層内破壊が生じると、最終破壊である層間はく離がただちに生じるものと考えられる。以上のように、破壊機構は温度によって大きく異なるが、表4に示したように、引張強度には温度の影響は見られなかった。これは、77 K冷却時の、弾性率上昇による層間はく離の抑制・層内強度の上昇に基づく強度上昇効果と、層間強度低下による強度低下効果が相殺したためと考えられる。

RT下の吸水効果について見ると、吸水によって、樹脂が延性化するとともに、界面強度・層間強度が低下して⁽¹⁾、WET材の強度、弾性率、破断伸びはDRY材より低下する。また、WET-77 Kの強度はWET-RT下と比較して約30%上昇したが、破断のびは低下した。

図3に示した応力-ひずみ曲線からもわかるように、WET-RTの破壊機構は、DRY-RTと基本的に同じ

と考えられる。一方、WET-77 K下では、応力-ひずみ曲線は、破断直前の100 MPa付近から大きく折れ曲がっている。DRY材と同様に、WET-RT下では端面層間はく離が観察されたが、77 K下では端面はく離は破断直前まで観察されなかった。WET材の層間破断部のSEM写真は図4(c)、(d)に示したとおりであるが、RT下ではDRY材と同様に層内損傷が顕著である。またWET-77 Kでも、層内損傷の程度はDRY-77 Kより大きい。SAM観察によると、この層内損傷が生じた荷重と応力-ひずみ曲線の折れ曲がり点がほぼ一致したことから、この折れ曲がり点は層内損傷に起因するものと考えられる。WET-77 Kでは、折れ曲がり点以降も応力が上昇していることから、DRY-77 Kの場合と異なり、層内損傷が一部生じても隣接する層間における荷重伝達が有効に作用したことがわかる。樹脂は、吸水することにより延性化し、成形時の層間残留応力が緩和され、この結果、層間強度の低下はDRY-77 Kほど大きくはならない。したがって、RT下と比較すると、弾性率上昇に基づく端面層間はく離抑制効果が顕著に生じて、WET-77 Kの強度がWET-RTのそれを上回ったものである。

3・2 疲労特性

3・2・1 $[0^\circ]_{13}$ 材 S-N曲線を図6に示す。DRY材について見ると、In dry-air下とIn dry-77 K下では疲労強度には差がみられず、引張試験と同様の傾向を示した。WET材では、DRY材より疲労強度が低下し、その低下はIn wet-waterのほうがIn wet-77 K下より大きかった。これは吸水することにより劣化した繊維/樹脂界面が77 Kに冷却することにより強化されるとともに、吸水して延性化した樹脂は77 Kへの冷却によってもさほどぜい化せず、き裂に対する感受性がそれほど大きくならなかったためである。しかもIn wet-water下では、試験中の加速吸水により樹脂の劣化と界面強度が低下してさらに疲労強度の低下

図6 S-N曲線 $([0^\circ]_{13}$ 材)

図7 S-N曲線 $([\pm 45^\circ]_{3s}$ 材)

が生じた。

3・2・2 $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材 最大応力で整理した $S-N$ 曲線を図 7 に示す。DRY 材について見ると、高応力域では RT と 77 K の疲労寿命に差は見られないが、低応力域では 77 K 下の疲労強度が RT 下から低下した。 $\sigma_{\max}=150$ MPa および 100 MPa でそれぞれ応力繰返し数が $n=1 \times 10^3$ と 3×10^5 で DRY 材の疲労試験を中断して、内部損傷を SAM で観察した。一例として $\sigma_{\max}=100$ MPa の結果を図 8 に示す。これより、77 K 下では端面はく離は観察されないが [図 8(b)], RT 下では端面はく離が観察される [図 8(a)]。しかも、図 9 に In dry-77 K 下の疲労破断後に試験片の内部損傷を観察した結果を示すように、破断試験片においても層内損傷は観察されるが、端面はく離はほとんど観察されない。同様の結果は $\sigma_{\max}=150$ MPa でも観察され、In dry-air では疲労初期から端面はく離が生じているのに対して、In dry-77 K 下では最終破壊時においても、端面はく離はほとんど生じておらず、先に述べた引張試験の傾向と一致した。

DRY 材の高応力域では最大応力支配となり、引張強度と同様に疲労寿命に温度の影響は見られないが、低応力域では、疲労負荷による層内損傷が促進される結果、冷却による層間強度の低下効果により、77 K 下の疲労強度が RT 下から低下したものである。この場合、引張試験と同様に、層内破壊を引き金として層間

はく離がもたらされ、最終破壊に結びついた。

次に、WET 材について見ると、77 K 下の疲労強度 (In wet-77 K) が水中 (室温) 疲労強度 (In wet-water) よりも上昇した。また、低応力域では、In wet-77 K 下の疲労強度が In dry-77 K 条件下の疲労強度をも上回った。WET 材は、層間残留せん断応力が緩和されており、そのため、77 K 下では先に述べた冷却による層間はく離抑制効果、ならびに In wet-water 下では事前吸水効果に加え、疲労試験中に加速吸水⁽²⁾ することにより、層内・層間の劣化が疲労荷重負荷時にさらに進行するため、In wet-water では In wet-77 K 下を含めいずれの条件下よりも疲労強度が小さくなった。

77 K 下の DRY 材と WET 材の疲労特性を比較すると、図 3 に示した WET-77 K 下の応力-ひずみ曲線で折れ曲がりが見られるような高応力域では、WET 材では層内損傷が促進されて、吸水による層間強度の低下効果により、In wet-77 K 下の疲労強度は In dry-77 K 下の強度より低下し、引張強度の傾向と一致する。しかし、低応力域では、層内疲労損傷が少なく、吸水による層間せん断残留応力の緩和による層間強度の回復が支配的となり、高応力域とは逆に In wet-77 K 下の疲労強度が In dry-77 K 下の強度を上回った。

4. 結 言

炭素繊維/エポキシ樹脂基複合材料の機械的性質と疲労に及ぼす吸水と極低温の複合環境効果について検討するとともに、SEM による破面観察、SAM による非破壊内部損傷観察を行い、破壊機構について検討を加えた。得られた結果をまとめると以下のようである。

(1) 77 K 下では、樹脂の弾性係数が上昇することにより、DRY 材、WET 材を問わず弾性係数が RT 下から上昇し、これはとくに $[90^\circ]_{13}$ 材、 $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材で顕著であった。

(2) $[90^\circ]_{13}$ 材の強度は繊維/樹脂界面強度により決定され、77 K 下の引張強度は、冷却により界面強度

(a) In dry-air ($\sigma_{\max}=100$ MPa, $n=3 \times 10^5$)

(b) In dry-77 K ($\sigma_{\max}=100$ MPa, $n=3 \times 10^5$)

図 8 $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材の疲労試験を中断して得た超音波顕微鏡写真

図 9 $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材の疲労破断後の超音波顕微鏡写真 (In dry-77 K, $\sigma_{\max}=117$ MPa, $N=9.76 \times 10^4$)

が上昇して、RT 下に比べて強度が上昇する。また、吸水劣化した界面は、77 K へ冷却することにより、界面強度は若干上昇するが、それはわずかである。

(3) $[0^\circ]_{13}$ 材の DRY 材および WET 材の引張強度は、RT 下と 77 K 下でそれぞれ等しかった。DRY 材では、冷却による界面強度の上昇と樹脂がぜい化することによる、き裂感受性の上昇が、また、WET 材では劣化した界面の 77 K 下での回復がわずかであり、しかも吸水により延性化した樹脂は冷却してもさほどぜい化しないことが、それぞれおもな原因である。

(4) $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材の DRY 材の引張強度は RT 下と 77 K 下で等しいが、破壊機構は大きく異なった。RT 下では層内損傷はただちに最終破壊に直結せず、端面層間はいく離が徐々に進展することにより破断に至った。一方、77 K 下では、層間強度が低下することにより、層内損傷が引き金となって層間はいく離によりただちに最終破壊に至る。WET 材では、吸水により層間せん断残留応力が緩和され、弾性率向上による端面はいく離の抑制効果により、77 K の強度は RT 下から上昇した。

(5) $[\pm 45^\circ]_{3s}$ 材の疲労においても、引張破壊の場合と同様に、RT 下では端面層間はいく離進展により最

終破壊に至るが、77 K 下では疲労層内破壊からただちに最終破壊に至る。DRY 材の疲労強度は、77 K に冷却することにより層間強度が低下し、低応力下では RT 下の疲労強度から低下した。また、WET 材では室温の水環境下に比べ、77 K 下では疲労強度が上昇した。

(6) $[0^\circ]_{13}$ 材の DRY 材の疲労強度には RT と 77 K 下で差は見られなかった。一方、WET 材では、冷却することで疲労強度は水環境下のそれを上回った。

本研究で用いた複合材料は三菱レイヨン(株)今尾正治氏(当時)より提供を受けた。記して謝意を表する。

文 献

- (1) 駒井・箕島・渋谷・野村, 機論, 54-505, A(1988), 1677.
- (2) 駒井・箕島・渋谷, 機論, 56-525, A(1990), 1021.
- (3) 駒井・箕島・三木, 機論, 58-550, A(1992), 830.
- (4) 鷹合・佐野・福島, 材料, 37-421(1988), 1185.
- (5) Wang, S. S., Chim, E. S. -M., Socie, D. F., Gauchel, J. V. and Olinger, J. L., *J. Eng. Mater. Technol.*, 104 (1982), 121.
- (6) Peters, P. W. M. and Andersen, S. I., *J. Compos. Mater.*, 23(1989), 944.
- (7) 鷹合・佐野・福島, 材料, 38-429(1989), 637.
- (8) 本庄・中西, 材料, 40-451(1991), 464.
- (9) 船橋・池上, 機論, 52-481, A(1986), 2117.